

# 37Mn5 连铸坯高温热塑性的研究

刘宇雁<sup>1</sup>, 包喜荣<sup>1</sup>, 陈林<sup>1</sup>, 刘平<sup>2</sup>

(1. 内蒙古科技大学 材料与冶金学院, 内蒙古 包头 014010; 2. 包钢集团 技术中心, 内蒙古 包头 014010)

**摘要:** 在 Gleeble-1500D 热模拟机上, 针对 37Mn5 钢连铸坯, 进行了热塑性测试。分析了 37Mn5 试样的显微组织及试样断口性质与塑性的关系。研究了第Ⅲ脆性区的脆化原因。实验结果表明: 在 1 300 ℃至 800 ℃区间存在两个脆性温度区, 第Ⅲ脆性温度域为 900~800 ℃, 其断面收缩率  $\psi=60.23\%\sim 29.61\%$ ; 为指导 37Mn5 管坯钢的生产实践提供理论依据。

**关键词:** 37Mn5 钢连铸坯; 显微组织; 断口形貌

**中图分类号:** TG314

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1001-3814(2008)01-0022-03

## Research of High Temperature Thermoplastic of 37Mn5 Billet

LIU Yuyan<sup>1</sup>, BAO Xirong<sup>1</sup>, CHEN Lin<sup>1</sup>, LIU Ping<sup>2</sup>

(1. School of Material and Metallurgy, Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, China; 2. Centre of Technology, Baogang Group, Baotou 014010, China)

**Abstract:** The hot ductility of 37Mn5 billet was measured by tensile tests on Gleeble-1500D. The microstructure, the relation between fracture characteristic and plasticity were analysed. The brittleness reason was investigated at the third brittle zone. The test results indicate that there are two brittle zones from 1 300 ℃ to 800 ℃ in the sample, the temperature domain of brittle zone III is 900~800 ℃, the percentage reduction of area  $\psi=60.23\%\sim 29.61\%$ . The results will provide theory data for the production of 37Mn5 steel billet.

**Key words:** 37Mn5 billet; microstructure; fracture view

37Mn5 管坯钢是生产 J55 级石油套管的专用钢种, 其规格尺寸、表面质量和内部低、高倍组织的技术要求较严。攀钢、包钢、衡阳钢均成功开发了 37Mn5 管坯钢, 市场形势一直较好。在 37Mn5 管坯连铸生产过程中, 其高温力学性能是制订合理连铸二冷制度的依据之一, 这对控制连铸拉矫段铸坯表面质量, 防止裂纹在高温段的产生和扩展很有意义。为进一步指导生产, 需定量分析各因素与 37Mn5 管坯钢热塑性的关系<sup>[1-2]</sup>。

本文通过研究中碳锰钢 (37Mn5) 高温延塑性, 分析了第Ⅲ脆性区温度范围内对 37Mn5 管坯钢热塑性的影响, 为指导 37Mn5 管坯钢的生产实践提供理论依据。其对于减轻和防止铸坯裂纹的产生甚至发生坯壳断裂而漏钢, 优化工艺具有一定的理论意义。

## 1 实验材料和方法

收稿日期: 2007-08-16

基金项目: 内蒙古教育厅资助项目(NJ05067)

作者简介: 刘宇雁(1963-), 女, 内蒙古人, 副教授, 硕士;

电话: 0472-5820458; E-mail: yuyanhu@nmhh.cnuninet.net

### 1.1 实验材料

高温塑性测试用试样取自包钢生产的 37Mn5 连铸坯, 试样尺寸为  $\phi 10\text{ mm}\times 120\text{ mm}$ , 如图 1 所示, 化学成分见表 1。

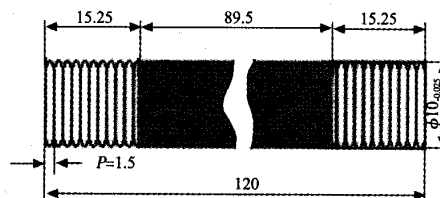


图 1 试样尺寸  
Fig.1 Sample size

表 1 试样 37Mn5 的化学成分(质量分数, %)  
Tab.1 Chemical composition of Sample (wt%)

熔炼号	C	Si	Mn	P	S	Al
600981	0.35	0.25	1.41	0.016	0.008	0.025

### 1.2 实验方法

如图 2 所示, 高温塑性测试在 Gleeble-1500D 试验机上进行, 测试时试样处于真空条件下, 试样加热有效长度为 20 mm, 以 10 ℃/s 的速率升温, 到达 1 300 ℃后保温 3 min, 然后以 3 ℃/s 的速率降温到 1 200~800 ℃, 每隔 25 ℃取一个预

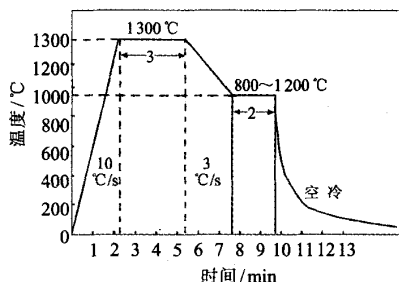


图2 37Mn5 热加工工艺曲线  
Fig. 2 Deformation chart for hot tensile experiment of 37Mn5

定的变形温度,保持2 min 后在该温度下以  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  的应变速率进行拉伸试验,拉断后空冷。钢的高温热塑性用断面收缩率( $\psi$ )来评定。

## 2 实验结果分析

### 2.1 37Mn5 连铸钢 $\psi$ - $T$ 曲线

采用 Gleeble-1500D 热模拟试验机,进行了 37Mn5 管坯钢在 800~1300 °C 的热塑性测试,结果如图 3 所示。以  $\psi=60\%$  为门槛值划分钢的高塑性区和低塑性区范围,则 37Mn5 管坯钢的高温热塑性分为三个区域:第一 1300~1250 °C 为脆性区,试样的塑性低;第二 1225~925 °C 为塑性区,37Mn5 的塑性比较好,最好塑性在 1000 °C,  $\psi=94.38\%$ ;第

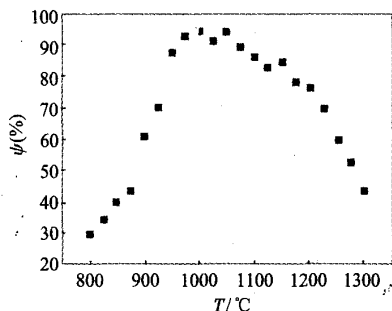


图3 37Mn5 管坯钢高温延塑性曲线  
Fig.3 Curve of hot ductility of 37Mn5 steel with high temperature

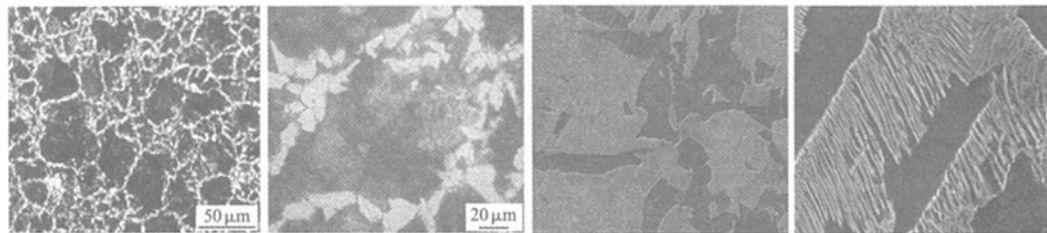
三 900~800 °C 为脆性区,试样的塑性较差,断面收缩率  $\psi<60\%$ 。

37Mn5 钢连铸坯从 1300 °C 到 800 °C 的温度区间存在两个脆性区,即 1300~1250 °C 为第 I 脆性区和 900~800 °C 为第 II 脆性区。由于 37Mn5 钢的杂质含量低,故其高温塑性区范围很宽,在 1200~950 °C 之间,断面收缩率  $\psi$  值均在 70% 以上,其中在 1050~950 °C 之间,断面收缩率  $\psi$  值在 90% 以上。当温度低于 950 °C 后,断面收缩率  $\psi$  才开始急剧降低,800 °C 时断面收缩率  $\psi=29.61\%$ ,为最低点。温度降低到 900 °C 以下后,变形试样中奥氏体晶界处开始有先共析铁素体析出,变形试样中先共析铁素体在原  $\gamma$  晶界形成网膜。在应力作用下变形主要集中在奥氏体晶界的  $\alpha$  铁素体网膜上,造成沿晶界破坏。37Mn5 钢的高温延塑性最好是在塑性区 1000~1050 °C 的时候( $\psi>90\%$ )。此时拉伸产生了很多韧窝,有利于塑性的发挥;同时这时的奥氏体晶粒比较细小,有利于性能的提高。

### 2.2 第 II 脆性温度区 800 °C 显微组织分析

通过显微镜进行组织观察,得到金相组织如图 4 所示。一定的变形量下,随着变形温度逐渐降低,钢中的奥氏体组织在发生“奥氏体→铁素体+珠光体”相变后能得到晶粒细小的组织。

如图 4(a)、(b)所示,37Mn5 钢形成的显微组织为片层珠光体+铁素体。经过冷却后当温度降到 900 °C 以下时,出现网状的先共析铁素体,这些先共析铁素体构成了初始裂纹源,故连铸坯在 900~800 °C 温度区间断面收缩率较低,出现脆化现象。如图 4(a)所示,当温度降到 800 °C 时, $\gamma$  晶界处存在着网状先共析铁素体。从图 4(c)中看到大面积的珠光体中镶嵌着铁素体,从图 4(d)中可以清楚的观察到了珠光体片层组织结构。



(a)800 °C 试样的组织放大 100 倍 (b)800 °C 试样的组织放大 500 倍 (c)800 °C 试样的组织放大 1000 倍 (d)800 °C 试样的组织放大 5000 倍

图4 37Mn5 试样的显微组织  
Fig.4 Microstructure photo of 37Mn5

### 2.3 第Ⅱ脆性温度区 800 ℃断口形貌分析

在 Gleeble-1500D 试验机上做拉伸试验,通过 SEM 扫描电镜观察试样的断口形貌。

从图 5 所示的 800 ℃、 $\psi=29.61\%$  的断口形貌上看,这一温度区间的断口呈冰糖状,因而表现出极低的塑性。随着温度的降低,奥氏体晶界开始有微细铁素体析出,温度进一步降低,奥氏体晶界形成铁素膜并逐渐向奥氏体内部发展,随后在晶粒内部生成铁素体相。拉伸变形时由于铁素体相的强度只是奥氏体相的 1/4,应力下变形主要集中在沿奥氏体分布的铁素体相中,当应力超过晶界铁素体相所能承受的强度时,在铁素体中便产生空洞。当发生滑移时,晶界处的形变与晶内的形变不能协调时,在晶界处就会形成微裂纹。尤其当晶界处存在 MnS、CaS 等夹杂物时使得晶界上的粒子处应力、应变进一步集中,导致了沿晶脆性断裂。另外,在液态金属凝固过程中,树枝晶长大互相交错在一起,在金属最后凝固的地方,由于 S、O、N、(Mn,Fe)S、AlN 等偏析元素及夹杂物的存

在,降低了树枝晶界的强度,因此在应力作用下在晶界首先出现裂纹,裂纹扩展造成断裂。

图 5 断口照片中可以看到沿铁素体相网膜展开的裂纹,裂纹周围未发生塑性变形,所以此时试样的断裂机理为沿晶断裂模式。

### 3 结论

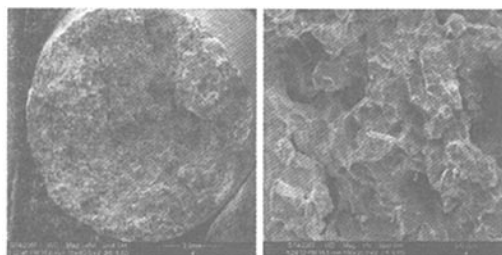
(1) 在  $1 \times 10^{-3}/s$  应变速率下,高洁净度 37Mn5 钢在凝固温度  $T_s$  至 800 ℃ 区间存在两个脆性温度区:第Ⅰ脆性温度区域为 1 300~1 250 ℃ 左右,  $\psi=43.45\% \sim 59.30\%$ ;第Ⅱ脆性温度区域为 900~800 ℃,  $\psi=60.23\% \sim 29.61\%$ ;在 1 200~950 ℃ 范围内 37Mn5 钢具有良好的延塑性,  $\psi>70\%$ 。

(2) 37Mn5 钢在变形工艺条件下形成的的大多是片层珠光体+铁素体。37Mn5 钢的第Ⅱ脆性温度区很窄,主要处于  $\gamma+\alpha$  两相区。因此在连铸过程中可以采用较强的冷却,以获得良好的铸坯内部质量,同时避免铸坯表面裂纹产生。降低 37Mn5 钢中的 S、O、N 含量可有效避免脆化。

(3) 为避免 37Mn5 连铸坯矫直处表面横裂纹的产生应控制二冷区冷却速度,提高二冷区和矫直点铸坯温度,使其大于 900 ℃,以避开脆性区。

#### 参考文献:

- [1] Tadashi MAKI, Tsuneaki NAGAMICHI, Naoki ABE, et al. Formation behavior of Proeutectoid Ferrite and Hot Ductility in ( $\alpha+\gamma$ ) Two Phase Region in Low Carbon Steels [J]. TET-SU-TO-HAGANE, 1985, 71: 1367.
- [2] 贺景春, 姜钧普, 郭兆成, 等. J55 石油套管提高韧性和细化晶粒的研究[J]. 钢铁, 2000, 35(4): 2-4. [3]



(a) 800 ℃ 试样的断口  
全貌扫描电镜照片

(b) 800 ℃ 试样的断口  
的电镜照片

图 5 37Mn5 800 ℃ 试样在电镜下的断口组织  
Fig.5 Fracture surface photo of 37Mn5 steel at  
800 ℃ with SEM

欢迎赐稿

欢迎订阅

欢迎刊登广告