



# 超高锰钢组织及性能的研究

宋东君

高锰钢又有“耐磨钢”之称，被广泛应用于各个行业的许多耐磨件上，其是冶金矿山、水泥、化工、建筑工程机械等行业不可或缺的铸件材料。但高锰钢在使用和工艺性能方面还存在着一些不足，虽然现已有改进型高锰钢，但本质上没有变化。本研究意在通过有效的试验手段，如提高锰的含量和加入合金元素Nb，并分析性能，以解决实际生产中一些工艺和技术上的问题。

## 1. 试验材料及试验方法

(1) 试验材料成分的设计 化学成分是决定组织和性能的基本因素。作为耐磨材料使用的高锰钢的化学成分一般为： $w_C = 0.9\% \sim 1.5\%$ 、 $w_{Mn} = 10\% \sim 15\%$ 、 $w_{Si} = 0.3\% \sim 1.0\%$ 、 $w_S \leq 0.05\%$ 、 $w_P \leq 0.10\%$ 。本试验是研究两种含铬、铌的超高锰耐磨钢，另外为了对比，同时浇注了另两种不加铌的超高锰钢。

(2) 试验材料配料 炼钢采用30kg中频感应电炉，每炉可浇注两箱。使用普通低碳废钢为炉料，补充锰铁和铬铁。出炉前插铝脱氧，出炉温度控制在1550~1600℃。配料时，经过计算得出各成分含量，锰分别为 $w_{Mn} = 18\%$ 、 $w_{Mn} = 20\%$ ，其余成分均为

$w_C = 1.25\%$ 、 $w_{Cr} = 1.5\%$ 、 $w_{Nb} = 0.2\%$ 。Mn的收得率为92%，Cr的收得率为95%。

(3) 铸造工艺 造型材料：高锰钢出钢后经过二次氧化，在钢液表面有较多的MnO，在高温下很容易和硅砂或含有酸性耐火材料的涂料如石英粉等发生化学反应，产生化学粘砂，因此高锰钢不宜使用硅砂作为铸型材料。本试验仍使用硅砂，只是表面刷上涂料，来避免粘砂。

铸件的收缩：高锰钢铸件在砂型铸造条件下的铸造收缩率为2.6%~2.7%，随铸件尺寸和壁厚的不同而改变。

高锰钢铸件的补缩：高锰钢铸件的体收缩是较大的，因此一般使用较大的冒口。

(4) 热处理 分1050℃、1100℃两种热处理工艺(即两件试块各采用一种温度)。

具体热处理工艺如图1所示，各温度梯度之间维持升温速度在80℃/h。

(5) 力学性能的测定 硬度是材料的重要力学性能指标。本试验是在布氏硬度计上测定硬度，在每一个试样上取4点测定硬度，然后取其均值。经过热处理后的冲击试样加工成U形槽(见图2)，在JB30A型冲击试

验机上测试冲击韧度。

## 2. 试验结果及讨论

(1) 超高锰钢的铸态组织 图3a为 $w_{Mn} = 18\%$ 的高锰钢铸态组织，图3b为 $w_{Mn} = 18\%$ 、 $w_{Nb} = 0.2\%$ 的高锰钢铸态组织。图3c为 $w_{Mn} = 20\%$ 的高锰钢铸态组织，图3d为 $w_{Mn} = 20\%$ 、 $w_{Nb} = 0.2\%$ 的高锰钢铸态组织。

将图3a与图3b、图3c与图3d分别作对比发现，前者较后者有明显的块状碳化物，原因是加入了铬、铌元素后，使晶内和晶界的碳化物增加，从而生成了新相。碳化铌通常以细小的颗粒存在，由于难溶于奥氏体中，因此可以阻止晶界的移动，抑制晶粒长大。含铌化合物熔点均很高，

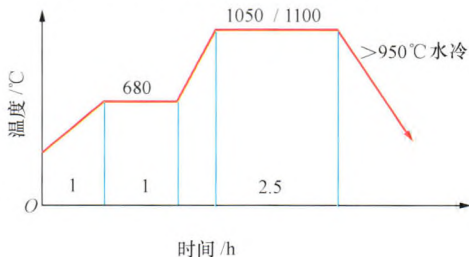


图1 热处理工艺

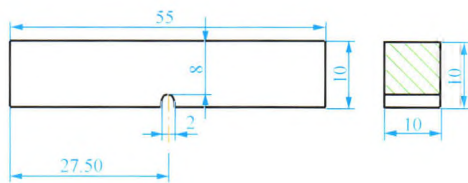


图2 冲击试样

在结晶时可以作为结晶核心，细化铸态组织。由图可知，加钕后铸态组织中的碳化物较分散，且数量多而尺寸较小，晶界碳化物数量减少而晶内的碳化物数量增多。

(2) 超高锰钢热处理后的组织 经过固溶处理后，组织为奥氏体，碳化物固溶于奥氏体中，呈弥散分布在奥氏体晶内。但由于各种原因，碳化物不可能完全固溶于奥氏体，往往在晶界上还残存有少量不连续的碳化物。为此，本试验采用两种不同的温度进行热处理，分别为1050℃、1100℃，以比较碳化物的溶解程度，达到缩短热处理周期，降低成本的作用。

图4a、4b分别是 $w_{Mn}=18\%$ 高锰钢经1050℃、1100℃水韧处理后的组织，图4c、图4d分别是 $w_{Mn}=18\%$ 、 $w_{Nb}=0.2\%$ 高锰钢经1050℃、1100℃水韧处理后的组织。图4e、图4f分别是 $w_{Mn}=20\%$ 经1050℃、1100℃水韧处理后的组织，图4g、图4h分别是 $w_{Mn}=20\%$ 、 $w_{Nb}=0.2\%$ 经1050℃、1100℃水韧处理后的组织。

从图4可看出，经1050℃热处理后的碳化物晶内较少，晶界上有很明显的碳化物，经1100℃热处理后的晶粒较大，在晶界上有少量碳化物聚集，固溶较多。两种处理温度下，在1050℃水韧处理时碳化物多。经1100℃热处理后晶内碳化物呈点状弥散分布较多，1050℃下碳化物分散更大，不如1100℃下规律性强，其原因为试件成分中有铬，热处理后形成一种碳化物和新相，在较低的温度下未能完全固溶，提高

固溶温度可使含铬碳化物更充分固溶。高锰钢中的碳化物，按其产生的原因分为三种：第一种为未溶碳化物，是水韧处理未能溶解的铸态组织中的碳化物；第二种是析出碳化物，是因为水韧处

理时冷却速率不够高，在冷却过程中析出的；第三种是过热过烧碳化物，是因为水韧处理时加热温度过高而产生的共晶碳化物。

笔者认为，上述碳化物是未溶碳化物和析出碳化物。另外，

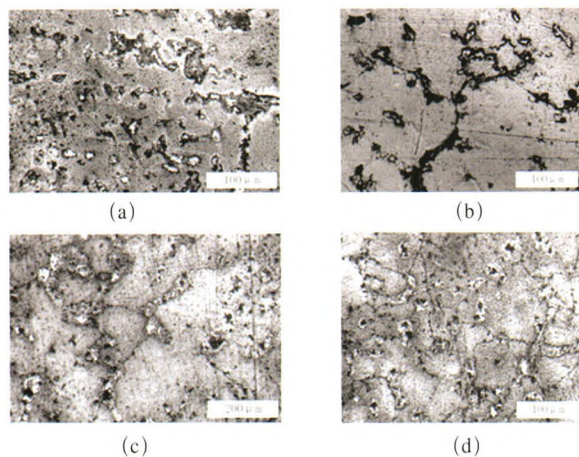


图 3

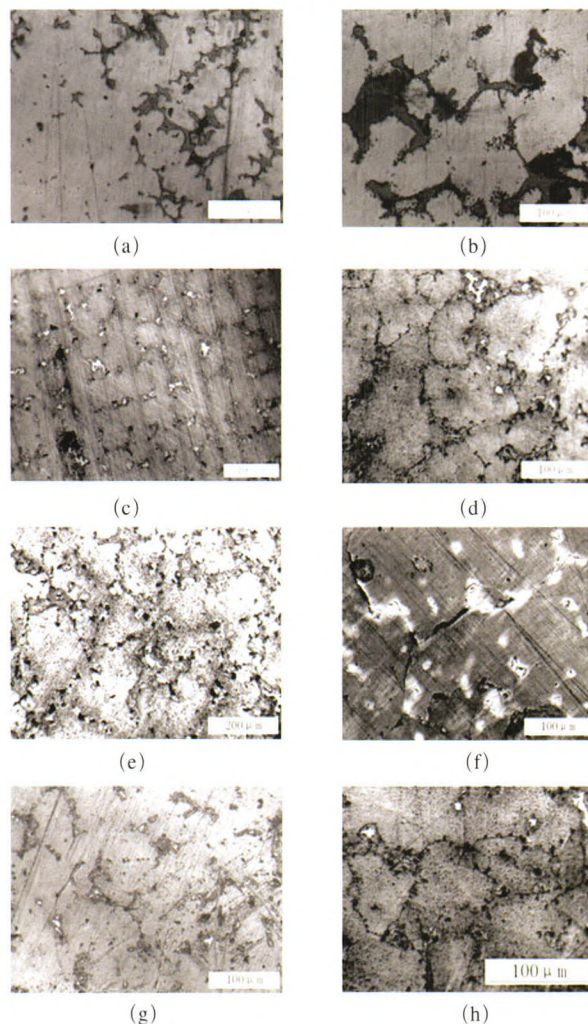


图 4

从加入铌元素和不加铌元素的金相图片对比看，晶粒明显得到细化，碳化铌通常以细小的颗粒存在，由于难溶于奥氏体中，因此可以阻止晶界的移动，抑制晶粒长大。碳化铌的熔点很高，在结晶时可以作为结晶核心，细化组织。加铌后组织中的碳化物较分散，且数量多而尺寸较小。晶界上的碳化物数量减少而晶内的碳化物数量增多。

(3) 超高锰钢性能 超高锰耐磨钢同样属于奥氏体型高合金钢，锰是其主要合金元素，这就给钢的性能带来一系列特点。下面主要对超高锰钢的硬度和冲击韧度进行测试。

硬度：检验结果见表1。

由表1数据可以看出：铸态下的硬度比热处理后的硬度大得多；经过1050℃水韧处理的比经1100℃水韧处理的硬度值要高；加铌元素的比没加铌的硬度要高，且 $w_{Mn}=20\%$ 的硬度普遍比 $w_{Mn}=18\%$ 的硬度高。因为在高温水韧处理后晶粒变得粗大些，导致硬度值有所下降，但加入铌后抑制晶粒长大，细化组织，从而使硬度提高。另外，由于锰含量的提高，扩大了奥氏体区，使更多的碳化物固溶于奥氏体中，锰在钢中大部分固溶于奥氏体中，形成代位式固溶体，使奥氏体基体得到固溶强化，从而提高了硬度。

冲击韧度：检验数据见表2。

从表2可以看出，随着锰含量的提高，冲击韧度提高，原因是锰是促使奥氏体枝晶生长迅速的元素，锰扩大了奥氏体区，固溶了更多的碳化物，固溶强化使冲击韧度有所提高，这与锰能增

加晶间结合力的作用有关。通常在钢中加铌后钢的塑性下降，屈服强度、硬度提高，冲击韧度降低。但由于铌有明显细化结晶组织的效果，可以弥补这一不利影响，使冲击韧度不降低，甚至提高高。通过冲击断口看出，冲击值低者表面有明显的铸造缺陷，颗粒粗大，是导致其冲击值低的主要因素。

3. 结语

通过试验，对超高锰钢的材质成分、浇注工艺，以及组织、力学性能等方面进行了研究，主

要结论如下：

(1) 超高锰钢在铸态下的硬度高于热处理后的硬度。加入铌后硬度有所提高。随着锰含量的增加，硬度有所提高。

(2) 随着锰含量的增加，冲击韧度有所增加，最大能达到136.3J/cm<sup>2</sup>。铌可细化组织，对冲击韧度的提高有一定作用。

(3) 在常规高锰钢(ZGMn13)的基础上，适当提高C、Mn含量，同时加入其他微量合金元素，可得到一种优于常规高锰钢的新型耐磨材料——超高锰钢。

表1 硬度数据

| 编号 | 化学成分<br>(质量分数%) |     | 处理方式       | 硬度HBW           | 平均值   |
|----|-----------------|-----|------------|-----------------|-------|
|    | Mn              | Nb  |            |                 |       |
| 1  | 18              | 0   | 铸态         | 239、245、239、234 | 239.3 |
| 2  | 18              | 0.2 | 铸态         | 244、235、232、249 | 240.0 |
| 3  | 20              | 0   | 铸态         | 239、234、249、246 | 242.0 |
| 4  | 20              | 0.2 | 铸态         | 234、240、252、239 | 241.3 |
| 5  | 18              | 0   | 1050℃×2.5h | 225、223、219、220 | 221.8 |
| 6  | 18              | 0   | 1100℃×2.5h | 219、211、217、220 | 216.8 |
| 7  | 18              | 0.2 | 1050℃×2.5h | 226、230、213、232 | 225.3 |
| 8  | 18              | 0.2 | 1100℃×2.5h | 220、228、219、208 | 218.8 |
| 9  | 20              | 0   | 1050℃×2.5h | 234、221、229、230 | 228.5 |
| 10 | 20              | 0   | 1100℃×2.5h | 226、210、223、219 | 219.5 |
| 11 | 20              | 0.2 | 1050℃×2.5h | 239、226、238、218 | 230.3 |
| 12 | 20              | 0.2 | 1100℃×2.5h | 220、209、218、233 | 220.0 |

表2 冲击韧度数据

| 编号 | 化学成分<br>(质量分数，%) |     | 处理方式       | 冲击韧度<br>/J·cm <sup>-2</sup> |
|----|------------------|-----|------------|-----------------------------|
|    | Mn               | Nb  |            |                             |
| 1  | 18               | 0   | 1050℃×2.5h | 80.6                        |
| 2  | 18               | 0   | 1100℃×2.5h | 62.2                        |
| 3  | 18               | 0.2 | 1050℃×2.5h | 96.5                        |
| 4  | 18               | 0.2 | 1100℃×2.5h | 未断                          |
| 5  | 20               | 0   | 1050℃×2.5h | 121.5                       |
| 6  | 20               | 0   | 1100℃×2.5h | 110.0                       |
| 7  | 20               | 0.2 | 1050℃×2.5h | 136.3                       |
| 8  | 20               | 0.2 | 1100℃×2.5h | 41.2                        |

作者简介：宋东君，唐山盾石机械制造有限公司。

MW 20140520