

文章编号:1000-582X(2002)03-0089-05

14MnNbq 钢中 Nb 的作用*

薛春芳¹, 胡貽苏²

(1. 装甲兵工程学院 工程力学室, 北京 100072; 2. 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400044)

摘要:14MnNbq 钢是为满足我国制造大跨度桥梁而开发的新型微合金化用钢。文中通过对 14MnNbq 钢板进行模拟控轧控冷试验, 利用光学显微镜、透射电子显微镜、电化学萃取相分析等检测分析技术和手段, 分析了 Nb 及其碳氮化物在控制轧制和控制冷却各阶段的作用及其对钢材微观组织和性能的影响; 分析指出, 为了充分发挥 Nb 的作用, 在精轧阶段末再结晶区应尽可能增加变形量, 轧后冷速以及终冷温度可按现场条件进行适当控制, 以保证 Nb(CN) 的充分析出, 证明 Nb 具有较强的细晶强化作用和中等的沉淀强化作用。

关键词:14 锰铌桥钢; 铌; 碳氮化铌

中图分类号:TF841.6

文献标识码:A

14MnNbq 钢是为满足我国制造大跨度桥梁的需要而研制开发的新型微合金化用钢。本实验所用 14MnNbq 钢是含 Nb 的微合金钢, 通过与控轧控冷相结合, 使铌在加热过程中固溶, 在控轧和控冷过程中以碳氮化铌的形式沉淀析出, 通过控制其析出行为, 从而使钢得到较高的强度和较好的低温韧性。

1 试验材料及试验内容

1.1 试验材料

本实验所用加热试验材料及控轧控冷模拟试验材料均取自武汉钢铁公司提供的转炉冶炼连铸生产的 650 mm × 250 mm 连铸坯的中心部位, 其主要化学成分见表 1, 表中的化学成分为重量百分数。

表 1 试验材料化学成分 %

炉号	C	Si	Mn	P	S	Nb	Cu	Al
166135	0.14	0.33	1.46	0.022	0.008	0.024	0.03	0.025

1.2 试验内容

为了分析控轧控冷过程中轧件和终轧产品的组织状态, 研究 Nb 及其碳氮化物在各阶段的行为与作用, 笔者按照表 2 所制定的工艺进行了模拟轧制试验, 并对试验所得试样进行了金相组织观察(见图 1)、金属薄膜透射电镜观察分析和电化学萃取试验(见表 3, 表

中的试验结果为重量百分数)。

表 2 控轧控冷模拟试验方案 °C

试样号	加热温度	粗轧温度	精轧开轧温度	精轧终轧温度	冷却方式	终冷温度	冷后处理
1#	1 200				立即淬水		
4#	1 200	1 150 ~ 1 030	950	850	风冷	700	缓冷
9#	1 200	1 150 ~ 1 030	950	850	风冷	620	缓冷
12#	1 200	1 150 ~ 1 030			粗轧完淬水		
13#	1 200	1 150 ~ 1 030	950	850	精轧完淬水		
14#	1 200	1 150 ~ 1 030	950	850	空冷至 700 °C 淬水		
15#	1 200	1 150 ~ 1 030	950	850	风冷至 620 °C 淬水		

注: 试样在箱式电炉中加热至 1 200 °C, 保温 30 min, 出炉后在 $\Phi 170 \times 300$ 二辊实验轧机上进行控制轧制; 4# 试样模拟中厚板轧制; 9# 试样模拟热连轧卷取; 粗轧阶段的变形率 $\epsilon = 60\%$; 精轧阶段的变形率 $\epsilon = 60\%$ 。

2 试验结果

2.1 金相显微组织观察结果

* 收稿日期: 2001-11-28

作者简介: 薛春芳(1969-), 女, 四川平武人, 装甲兵工程学院讲师, 硕士研究生, 从事车辆结构强度的有限元分析与研究。

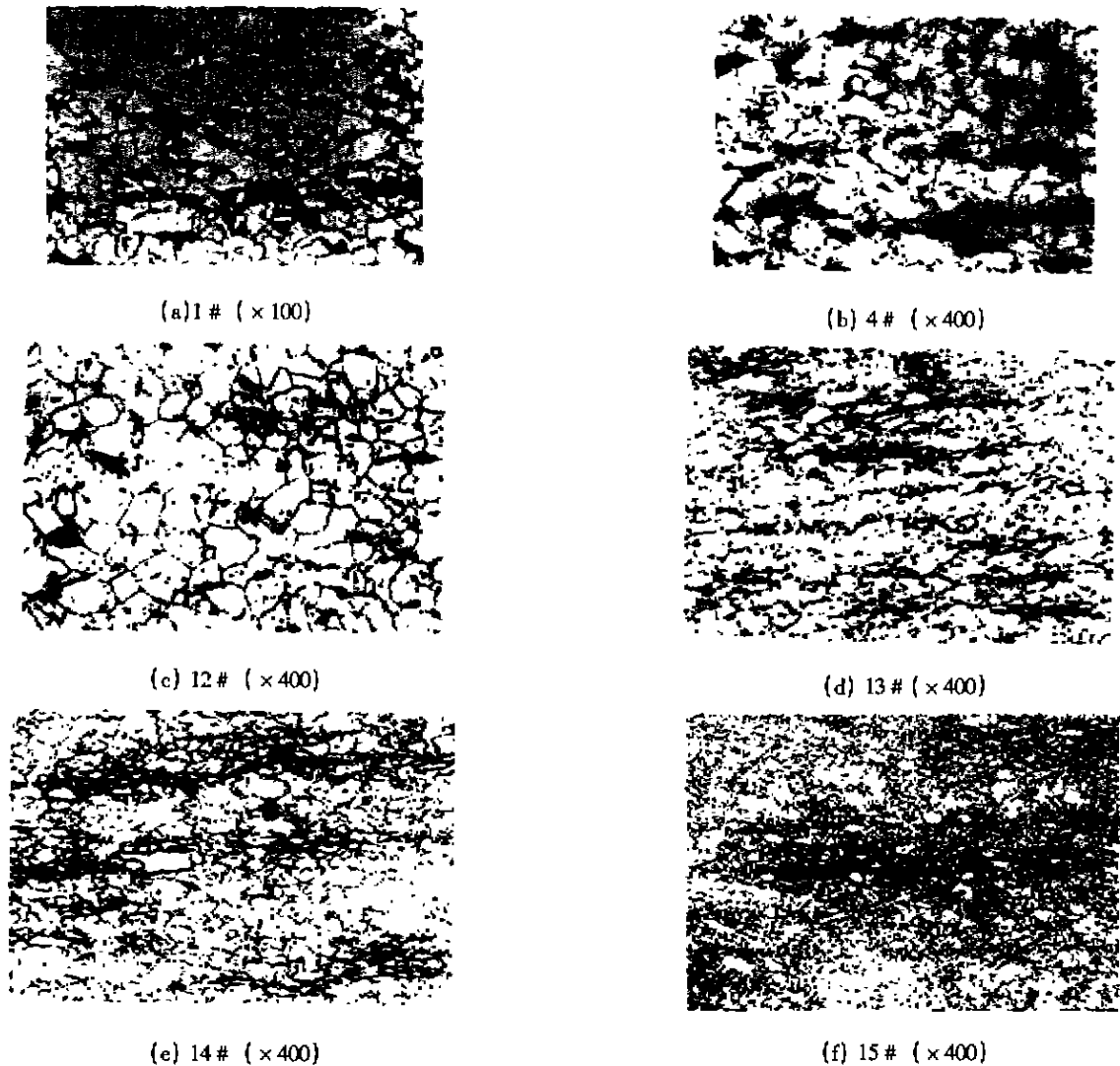


图1 金相照片

2.2 电化学萃取试验结果

表3 萃取试验结果 %

试样编号	4#	9#	11#	12#	13#	14#	15#
Nb(CN) 的析出量	0.023 1	0.020 5	0.015 1	0.003 2	0.009 0	0.011 0	0.015 0

3 试验结果分析及讨论

为了使成品钢板得到最佳的强韧性,必须获得均匀细小的晶粒组织。一般地,含Nb钢由于有碳氮化铌质点的存在,均可以使奥氏体粗化温度向高温区推迟。

对于含Nb微合金钢的控制轧制来说,在选取加热温度时,要考虑到原始奥氏体晶粒度和碳氮化铌固容量这两个参数。因为原始奥氏体晶粒尺寸直接影响

到控轧过程中发生再结晶的临界变形量,而Nb在控轧控冷过程中的析出量取决于它在奥氏体中的溶解度。溶解度控制着有多少Nb能被溶解并随后析出。

Nb(CN)溶解度积的常用公式为^[1]:

$$\lg(\%Nb) \cdot \left[C + \frac{12}{14}N \right] = 2.26 - \frac{6770}{T} \quad (1)$$

式中: T 为绝对温度;

Nb, C, N 分别为钢中 Nb, C, N 的重量百分比。

根据式(1)计算得知,14MnNbq钢加热到1200℃时,Nb的固容量大约为0.028%,大于0.024%,说明在1200℃,钢中的Nb已完全固溶。析出颗粒完全失去了对奥氏体晶界的阻碍。

从控轧观点看,预热温度必须高到足以有效地溶解Nb(CN),但又必须控制原始奥氏体晶粒尺寸。如果

加热温度过低,一方面奥氏体晶粒大小不均匀,使加工后的钢材易产生混晶;另一方面,会减少 Nb(CN)的固溶量,从而会减小析出强化对屈服强度的贡献,反而对强度不利。加热温度过高和保温时间过长,都会使原始奥氏体晶粒过分粗大,使钢材在加工后晶粒难以细化,并且会产生过多的氧化铁皮。

笔者对1#试样在1200℃保温30min,得到的试样进行金相分析可知:其奥氏体晶粒尺寸为131.6μm,晶粒度为3级。

根据以上分析,可确定14MnNbq钢的最佳加热温度为1150~1210℃,保温时间为20~30min。

微合金碳氮化物的沉淀析出问题是微合金钢最重要的问题之一。微合金碳氮化物的析出行为,包括析出温度范围、析出量、析出相尺寸、分布范围,关系到微合金析出相在钢中有效作用的发挥,也是微合金钢控轧中需要着重考虑的问题。

当微合金碳氮化物在奥氏体中沉淀析出时,它们之间的位向关系为^[2]:

$$(100)_{\text{M(CN)}} // (100)_{\text{A}}, [010]_{\text{M(CN)}} // [010]_{\text{A}}$$

既微合金碳氮化物在奥氏体中沉淀析出时,与基体奥氏体之间存在平行的位向关系。微合金碳氮化物应该为球形、立方体和椭圆形。

当微合金碳氮化物在奥氏体中沉淀析出时,将主要在各种晶体缺陷如晶界、亚晶界、位错线上形核长大。微合金碳氮化物阻止再结晶是通过阻止晶界、亚晶界的迁移来实现的,其效应的大小主要取决于析出相粒子尺寸和体积分数。若粒子平均尺寸越小,体积分数越大,其阻止再结晶的作用越显著^[3]。

在板坯加热时,铌固溶于钢中。根据本次试验结果,当加热温度达到1200℃时,钢中的Nb(CN)已基本固溶,对控轧控冷试样进行电镜观察、分析,均未发现有大颗粒的Nb(CN)未溶粒子,从加热结果来看,14MnNbq钢加热时,奥氏体粗化温度大约在1180~1200℃之间,奥氏体晶粒开始粗化,这显然与Nb(CN)的溶解度有关。钢中的Nb只有在加热时固溶于奥氏体中才能在随后的控轧控冷过程中通过沉淀析出,在轧制时形成的沉淀物就以碳氮化铌的形式沉淀出来,推迟了每一道变形之间奥氏体的再结晶(静态再结晶),因而导致奥氏体晶粒细化和后来的铁素体晶粒细化。

粗轧阶段在1150~1030℃之间进行,属高温区变形。在此阶段,钢坯经过多道次的反复变形和温度的逐渐降低。粗轧阶段轧制终了温度在1000℃以上,在此阶段变形,即使压下量较大,有较强的形变诱

导作用,碳氮化铌析出也很少,整个变形过程属于再结晶轧制。从电化学萃取试验结果来看,在粗轧结束时,(此时的温度≥1020℃),尽管受到形变的影响,但钢中Nb的析出量仍很少,大约只有13%左右(见表3萃取试验结果中的12#试样),也就是说,绝大部分的Nb仍然固溶于奥氏体中。整个粗轧阶段是通过反复变形一再结晶,使奥氏体晶粒得到细化。但在粗轧阶段以及随后析出的少量的Nb(CN)粒子在一定程度上具有阻止再结晶晶粒长大的作用,特别是粗轧终了到精轧开始之前这一段时间奥氏体晶粒的长大,从而保证了再结晶细化效果不致因为再结晶晶粒的长大而丧失殆尽。通过TEM观察,这部分的析出粒子尺寸大约在100~300Å之间,体积分数大约为0.005%,因此能有效地阻止奥氏体再结晶晶粒的长大。根据对粗轧终了所取的试样进行金相分析的结果(见图1金相照片中的12#试样)表明,粗轧经60%的总变形率变形后,此时的奥氏体晶粒尺寸由轧前的135μm左右细化到23μm左右,保证和强化了控轧控冷对钢组织的细化效果。随着轧制过程的进行,轧制温度不断降低。在精轧阶段,950~850℃变形,可促使Nb(CN)大量析出。析出粒子较细小,且优先在位错亚结构上析出,(如图2TEM照片所示),抑制再结晶过程的进行。故在900℃以下进行变形时,为未再结晶区控轧。由图1中13#试样的金相照片可看到变形拉长未再结晶的晶粒。

精轧终了(850℃)时,由萃取结果(见表3萃取试验结果中的13#试样)看,此时Nb的析出量大约为37.5%,较粗轧后的析出量提高了24.5%,这部分的析出应是在精轧阶段温度区间内由形变诱导析出和平衡析出的总和,由文献[4]可知,Nb(CN)的最快形变诱导析出温度大至在900~950℃左右,这与上述结果基本相吻合。这一温度范围也与精轧温度范围吻合。在此阶段,Nb(CN)析出主要分布在奥氏体晶界,形变带及亚晶界上,其粒子更细小,粒子尺寸一般<100Å,体积分数为0.01%,大量析出,能有效地阻止和延迟形变奥氏体的再结晶,且可有效地阻止奥氏体晶粒长大,当轧后奥氏体向铁素体转变的时候,就能达到充分细化铁素体晶粒的效果,从而实现传统控轧。在此温度区间进行形变未再结晶控轧,经反复变形,晶粒被压扁、拉长,最终获得形变奥氏体(见图1金相照片中的14#试样)。奥氏体晶粒产生大量位错亚结构和形变带,为铁素体在γ→α相变中大量生核创造条件,达到充分细化铁素体晶粒的目的。

一般微合金钢轧后均要求快冷至奥氏体→铁素体

相变区以获得较大的相变细化晶粒效果。这时,微合金碳氮化物的相间沉淀将在一定程度上被抑制。若在适当的温度范围内保温或缓冷,则微合金碳氮化物主要以均匀形核或位错形核的方式在铁素体基体中沉淀析出^[3]。

从终轧温度空冷到 700 °C 或 620 °C 时, Nb 的析出量分别为 45.8% 和 62.5%, 即从精轧终了至 700 °C 大约析出 8.3%, 而风冷到 620 °C 时, 析出则达到 25%, 显然, Nb(CN) 析出需要有一个过程, 需要时间。终轧后由形变诱导析出可延续到轧后冷却过程; 另外, 碳氮化铌在奥氏体和铁素体中的溶解度不同。由于碳氮化铌在奥氏体中的溶解度远高于在铁素体中的溶解度, 当钢的基体发生奥氏体向铁素体相变时, 碳氮化铌在基体中的过饱和度将发生一次跳跃增大。碳氮化铌沉淀析出的化学驱动力也随之跳跃性增大。同时, γ/α 之间的不断移动相界面又提供了丰富而良好的碳氮化铌形核沉淀位置。所以, 碳氮化铌将在奥氏体向铁素体相变间迅速而有效地沉淀析出。由于微合金溶质的过饱和度的突变是相对于铁素体而言, 因此, 碳氮化铌应该在 γ/α 相界上靠铁素体晶粒一侧形核沉淀。即这种沉淀属于在铁素体中的沉淀析出。在随后的缓慢冷却至室温的过程中, 大约又分别有 45% 和 36% 的 Nb 析出。最终析出量可达到 90% 以上。析出行为中值得注意的是, 当轧后冷速过快, 终冷温度过低, 由于来不及析出, 将大大抑制 Nb(CN) 的析出, 甚至可导致大约 30% 左右的 Nb 未析出(见表 3 萃取试验结果中的 15# 试样), 由于 Nb 的作用未得到充分发挥, 显然对性能影响不利。

实验室条件下, 试验所用轧件小, 轧制过程短, 轧后冷却高温区域冷速较快, 例如, 由终轧 850 °C 冷到 700 °C, 所需时间很短, 而 700 °C 以下冷速明显减慢, 这与大生产稍有差异, 大生产中由终轧温度冷至终冷温度所需时间要长些, 故实际 Nb(CN) 析出量估计应该高于本试验结果。因此, 性能应优于本试验所测得的结果。而对于热连轧生产而言, 大生产与实验结果的差异相对要小些, 析出情况可以认为基本相同。终轧后冷却过程中以及相变过程中所析出的 Nb(CN) 都较细小, 可以阻止晶粒长大, 同时具有相当大的沉淀强化作用。

控轧控冷过程中析出相的形核为非均匀形核, 即在晶界、亚晶界、位错线以及相界面上形核。电镜观察结果表明: 在较高温度下析出相以晶界或亚晶界为主, 此时析出粒子在基体内分布是不均匀的(见图 2 电镜

照片中晶界上的析出)。在低温区进行大变形量轧制时, 奥氏体晶粒内产生大量位错亚结构和变形带, 促使 Nb(CN) 析出, 位错线在基体中的分布相对于晶界来说要高的多。故以位错线及其亚结构析出为主, 位错形核沉淀应该是更为重要的方式, 对抑制奥氏体再结晶作用更大。析出相在基体内的分布比较均匀(见图 2 电镜照片铁素体中位错线上析出)。



(a) 晶界上析出(36,000×)



(b) 位错线上析出(30,000×)

图 2 TEM 照片

析出相粒子尺寸因为析出先后和条件不同有较大差异, 在本试验条件下, 加热时, Nb(CN) 已基本完全固溶, 随后在加工过程中随温度降低陆续析出, 但析出粒子相对来说都是比较细小的, 即使高温先析出的粒子一般也不超过 100 Å, 这些粒子具有一定的沉淀强化作用。

4 结论

通过以上分析, 可以看出: Nb 在钢中的作用正如大量文献中报道^[2,6-8]的那样, 主要是使铁素体晶粒细化, 产生较强的细晶强化作用, 同时在实际生产中的连

续冷却条件下,终轧后仍有相当数量的 Nb 未析出,而在随后的冷却及相变过程中陆续析出。这些粒子由于尺寸细小,分布弥散,因此具有较强的沉淀强化作用;其沉淀强化的效果取决于析出量、析出粒子尺寸、分布情况等。所以,为了充分发挥 Nb 的作用,在精轧阶段未再结晶区应尽可能增大变形量,轧后冷速以及终冷温度可以根据现场条件进行适当控制,保证 Nb(CN) 的充分析出,发挥其较强的细晶强化作用和低温下弥散、细小的析出粒子的沉淀强化作用。

参考文献:

- [1] 雍歧龙. 微合金钢 - 物理和力学冶金工业部[M]. 北京: 机械工业出版社, 1979.
- [2] 王有铭, 李曼云, 韦光. 钢材的控制轧制与控制冷却[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1995.
- [3] 关小军. 成分和工艺对超低碳高强度烘烤硬化钢板组织和性能影响的研究[D]. 北京: 北京科技大学, 1993.
- [4] LIU G X. New Concepts in the Design Processing of High Performance Steels. Deardo A J. Proc Conf. On HSLA Steels '95 [M]. Beijing, China: China Science & Technology Press, 1995.
- [5] LEE J L, WANG S H, CHENG G H. J. H. Woodhead, S. R. Keown. Translation Processing and Products for C - Mn Steels during Continuous Cooling [J]. Materials Science and Technology, 1989, 17: 33 - 40.
- [6] BLECK W. 微合金结构热轧带钢的控制轧制[J]. 国外钢铁, 1992, 12: 55 - 58.
- [7] 叶瞬发. 热轧和加速冷却对 C - Mn - Ti 钢再结晶、相变和沉淀的影响[J]. 轧钢, 1990, (2): 2 - 10, 23.
- [8] TITHER G, ZHANG S H. Newly Developed High Strength Steels in Japan. Proc Conf. On HSLA Steels: Processing, Properties and Application [M]. Beijing, China: TMS, 1990. 33.

Role of Nb in 14MnNbq Steel

XUE Chun-fang¹, HU Yi-su²

(1. College of Armoured Force Engineering, Beijing 100072, China;

2. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: In order to meet the needs of China - made gigantic bridges with long spans, 14MnNbq steel was developed. It is a new type of microalloyed steel. In this paper, simulated controlled rolling and cooling is taken. The role of microalloyed element Nb and Nb(CN) in the process of deformation and their effects on microstructures and mechanical properties of 14MnNbq steel are analysed by means of optical microscope, TEM, electrical chemical phase extraction analysis and micrography analysis. It is pointed out that in period of non - recrystallization of finish rolling should increase the deformation increment as great as possible to give full play to Nb. The cooling speed after rolling and the temperature of finish cooling should be controlled properly according to working condition to ensure Nb(CN) to separate out adequately. It is proved that Nb possesses good fine - grain strengthening and medium precipitate - hardening effects.

Key words: 14MnNbq steel; Nb; Nb(CN)

(责任编辑 李胜春)