

· 组织和性能 ·

## Nb 微合金化对热轧 700 MPa 超高强耐候钢组织和性能的影响

赵培林<sup>1,2</sup> 孙新军<sup>1</sup> 汤化胜<sup>2</sup> 雍岐龙<sup>1</sup>

(1 钢铁研究总院结构材料研究所,北京 100081; 2 莱芜钢铁集团有限公司技术中心,莱芜 271104)

**摘要** 试验超高强耐候钢(‰: 0.062 ~ 0.065C, 0.29 ~ 0.30Si, 1.23 ~ 1.27Mn, 0.49 ~ 0.52Cr, 0.19 ~ 0.20Ni, 0.29 ~ 0.31Cu, 0 ~ 0.20Mo, 0.035 ~ 0.060Nb)由 50 kg 真空感应炉熔炼,在实验室锻成 60 mm × 60 mm 方坯并热轧成 4 mm 板材,末道次温度 880 °C,水冷至 600 °C 炉冷。用光学显微镜、扫描电镜、透射电镜和万能拉伸试验机研究了 Nb 和 Nb-Mo 微合金化对该钢组织和力学性能的影响。试验结果表明,0.060% Nb 钢较 0.035% Nb 钢晶粒更细,强度提高 ~ 70 MPa,但伸长率相同;与未加 Mo 的 0.035% Nb 和 0.060% Nb 钢相比,0.035% Nb-0.20% Mo 钢 M/A 相明显增加,并出现大量贝氏体组织,抗拉强度增加,但屈服比和伸长率降低。

**关键词** Nb 微合金化 超高强耐候钢 组织 力学性能 析出相

## Effect of Nb microalloying on Structure and Properties of Hot-Rolled 700 MPa Super-High Strength Weathering Steel

Zhao Peilin<sup>1,2</sup>, Sun Xinjun<sup>1</sup>, Tang Huasheng<sup>2</sup> and Yong Qilong<sup>1</sup>

(1 Institute for Structure Materials, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081; 2 R&D Center, Laiwu Iron and Steel Group Co Ltd, Laiwu 271104)

**Abstract** The test super-high strength weathering steel (‰: 0.062 ~ 0.065C, 0.29 ~ 0.30Si, 1.23 ~ 1.27Mn, 0.49 ~ 0.52Cr, 0.19 ~ 0.20Ni, 0.29 ~ 0.31Cu, 0 ~ 0.20Mo, 0.035 ~ 0.060Nb) is melted by a 50 kg vacuum induction furnace, forged to 60 mm × 60 mm billet, then hot rolled to 4 mm plate in laboratory by finishing rolling pass at 880 °C, water cooling to 600 °C, furnace cooling. The effect of Nb and Nb-Mo microalloying on structure and mechanical properties of steel are studied by optical, scanning electron and transmission electron microscope, and universal tensile testing machine. Test results show that as compared with 0.035% Nb steel the grain size of 0.060% Nb steel is more finer, the strength increases by ~ 70 MPa, but the elongation is the same as that of 0.035% Nb steel; as compared with non added Mo steel (0.035% Nb steel and 0.060% Nb steel) the M/A phases in 0.035% Nb-0.20% Mo steel increase obviously and bainite structure occurs in steel led to increase of tensile strength and decrease of yield-strength ratio and elongation of steel.

**Material Index** Nb Microalloying, Super-High Strength Weathering Steel, Structure, Mechanical Properties, Precipitate

耐候钢是指通过添加少量耐腐蚀合金元素,使其在大气中具有良好耐腐蚀性能的低合金钢,耐大气腐蚀性能一般为普通碳素钢的 2 ~ 8 倍。耐候钢除对耐候性有要求外,还对钢的成型、焊接性能等有所要求,广泛应用于专用集装箱、载重汽车、铁道车厢等物流运输制造业以及工程机械制造业<sup>[1]</sup>。

前期生产的耐候钢抗拉强度一般在 500 MPa 以下。随着能源、资源和环境保护问题日趋突出,轻量化已经成为集装箱、汽车以及各种结构件的发展趋势。在前期耐候钢研究的基础上<sup>[2]</sup>,很多研究机构根据自己生产线的实际情况,研发了屈服强度 700 MPa 以上级别高强钢。瑞典开发了 Domex700 系列<sup>[3]</sup>,珠钢的毛新平等在 CSP 生产线上开发了 ZJ700W 高强耐候钢,满足集装箱用钢需要<sup>[4]</sup>,研发思路也不尽相同。

为了提高企业竞争力,莱钢和钢铁研究总院合

作开展 700 MPa 级别高强耐候钢的研究,根据耐候钢的性能要求,在实验室采用不同合金进行微合金化处理的成分设计,并进行了实验室热轧实验,对比分析了不同情况下的组织与力学性能,为工业化生产提供理论支持。

### 1 试验材料与方法

考虑到 700 MPa 级耐候钢的耐候性与高强度两方面的要求,采用添加 Cu、Cr、Ni 合金的复合微合金化的传统成分设计思路<sup>[5]</sup>,以满足该钢耐候性的要求。在力学性能设计上,考虑到成本和性能的最优化匹配,选择添加适量的 Mo、Nb 以及高 Ti 进行合金化实验。根据添加合金的种类和含量不同分为 1 ~ 3# 试验钢。试验钢采用 50 kg 真空感应炉冶炼,为了保证试验对比效果明显,在冶炼过程严格控制钢的合金元素成分偏差。冶炼后试验钢的主要化学成分如表 1 所示。

表 1 试验钢化学成分 / %  
Table 1 Chemical composition of test steels / %

试验钢	C	Si	Mn	Mo	Nb	Ti	Cu	Cr	Ni
1 <sup>#</sup>	0.063	0.30	1.23	-	0.035	0.11	0.31	0.52	0.19
2 <sup>#</sup>	0.065	0.29	1.27	-	0.060	0.10	0.29	0.50	0.19
3 <sup>#</sup>	0.062	0.30	1.26	0.20	0.035	0.11	0.30	0.49	0.20

将冶炼的试验钢铸锭锻造成 (mm) 60 × 60 × 80 的试样, 利用实验室热轧轧机, 模拟工业化生产制定轧制工艺, 如图 1 将 3 种试验钢轧制成板材。将试样加热到 1 220 °C 保温 1.5 h, 完全奥氏体化并使合金元素完全固溶; 变形末道次温度控制在 880 °C, 随后水冷到 600 °C 模拟卷取, 卷取后模拟存放, 采用随炉冷却。在成品钢带上选取部分加工成金相试样。试样经磨削、机械抛光, 用 4% 硝酸酒精溶液侵蚀后在 XL-30 金相显微镜下观察组织, 然后利用扫描电镜和透射电镜观察组织和析出物形貌。力学性能的测定在 MTS 万能拉伸试验机上进行。

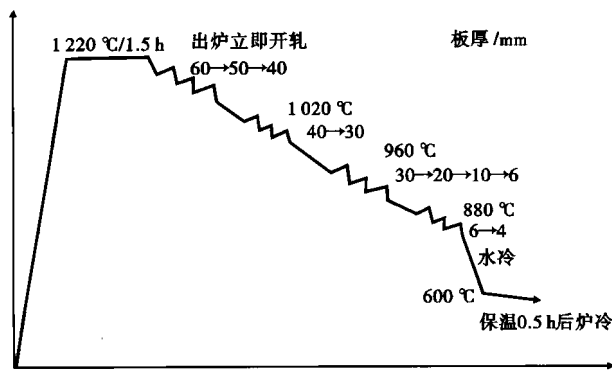


图 1 试验超高强耐候钢板热轧工艺

Fig. 1 Hot rolling process of test super-high strength weathering steel plates

## 2 结果与分析

### 2.1 试验钢显微组织

采用不同合金成分设计的 1<sup>#</sup> ~ 3<sup>#</sup> 试验钢轧制后, 观察金相试样表面, 1/4 处和心部处的显微组织并进行了对比, 如图 2 所示。

通过比较图 2 中试验钢组织可以发现, 试验钢的晶粒度控制在 10 ~ 13 级。表面处的组织由于冷却速率较快, 存在明显的晶粒细化现象。1/4 处的晶粒尺寸大小介于表面和心部之间, 属于过渡区组织。该处存在尺寸较大的晶粒, 但是细晶组织仍然占据较高比例。该区域的粗细晶粒尺寸的比例大小, 对于钢的塑性和韧性具有较大的影响。心部组织由于形变速率和冷却速率慢于表层组织, 因此组织较

粗大。

1<sup>#</sup> (0.035% Nb) 试验钢组织以多边形铁素体组织为主, 但是组织分布很不均匀, 1/4 处 (图 2b<sub>1</sub>) 的组织开始出现沿着轧向分布的扁平状大尺寸晶粒。2<sup>#</sup> (0.060% Nb) 试验钢组织也以多边形铁素体组织为主, Nb 含量较多, 晶粒明显细化。1/4 处 (图 2b<sub>2</sub>) 尽管存在大尺寸晶粒, 但是数量较少, 没有扁平状晶粒出现。受到 Mo 元素的影响, 3<sup>#</sup> (0.035% Nb-0.20% Mo) 试验钢组织以铁素体和粒状贝氏体组织为主, 另外试验钢的不同部位均存在一定的 M/A 组织, 是典型的复相组织。总体上看, 1<sup>#</sup> 试验钢晶粒尺寸较 2<sup>#</sup> 粗大, 混晶现象严重, 从而使得细晶强化效果显著降低。3<sup>#</sup> 试验钢不同部位组织较 1<sup>#</sup>、2<sup>#</sup> 钢均匀。

上述试验钢不同的晶粒尺寸和分布, 对于钢的力学性能影响较大, 也是通过 Hall-Pitch 公式<sup>[6]</sup> 判断细晶强化效果的重要依据。

### 2.2 试验钢 M/A 组织

为了能够更好的对比试验钢中的 M/A 组织, 取 1<sup>#</sup> ~ 3<sup>#</sup> 试验钢轧制后的金相试样, 用 Lepera 试剂 (1% 偏重亚硫酸钠 + 4% 苦味酸酒精溶液) 作为腐蚀剂将试样进行浸蚀, 使腐蚀面出现蓝橙光泽, 取 1<sup>#</sup> ~ 3<sup>#</sup> 试样具有代表性的部位的组织, 在光学显微镜下进行观察, 如图 3。

图 3 (a, b, c) 分别为 1<sup>#</sup>、2<sup>#</sup>、3<sup>#</sup> 试验钢的表面组织, 呈亮白色的为 M/A 组织, 大部分 M/A 组织分布在晶界上<sup>[7]</sup>。通过对比可以发现, 1<sup>#</sup> (0.035% Nb)、2<sup>#</sup> (0.060% Nb) 试验钢中 M/A 组织的数量远少于 3<sup>#</sup> (0.035% Nb-0.20% Mo) 试验钢, 这是由于 Mo 元素的添加, 促进了 3<sup>#</sup> 试验钢的奥氏体向贝氏体组织的转变, 同时更容易得到 M/A 组织。

含 Mo 钢中, 随着 Mo 的加入, C 在奥氏体中的扩散激活能增大, 从而使得碳的扩散系数降低<sup>[8]</sup>。同时, Mo 能降低碳化物形成元素的扩散能力, 从而阻碍碳化物的形成, 推迟碳化物的析出过程。因此, Mo 强烈阻碍先共析铁素体的析出和长大过程, 促进高密度位错亚结构的针状铁素体形成。Mo 在含 Nb 钢中的另一作用是提高碳氮化物在奥氏体中的固溶度积使大量的 Nb 保持在固溶体中, 以便在低温转变的铁素体中弥散析出, 以产生较高的沉淀强化效果<sup>[9]</sup>。因此, Mo、Nb 元素共同添加, 对于 700 MPa 级别超高强耐候钢可以起到相变强化和沉淀强化两方面的作用。

M/A 组织的尺寸差异取决于钢的成分设计和

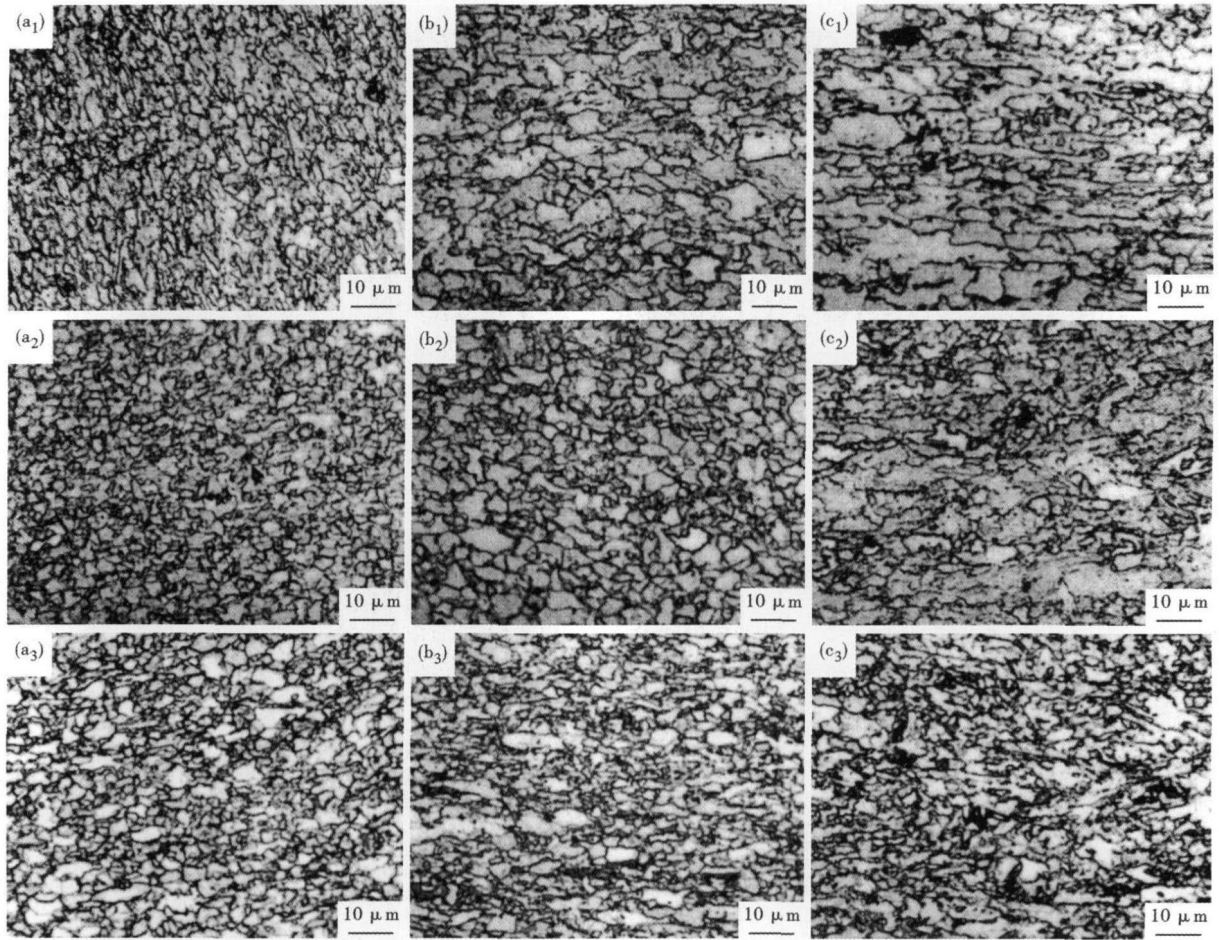


图 2 试验超高强耐候钢 4 mm 板组织形貌: (a<sub>1</sub>, b<sub>1</sub>, c<sub>1</sub>) 0.035% Nb 钢; (a<sub>2</sub>, b<sub>2</sub>, c<sub>2</sub>) 0.060% Nb 钢; (a<sub>3</sub>, b<sub>3</sub>, c<sub>3</sub>) 0.035% Nb-0.20% Mo 钢; (a<sub>1</sub>, a<sub>2</sub>, a<sub>3</sub>) 表面; (b<sub>1</sub>, b<sub>2</sub>, b<sub>3</sub>) 1/4 处; (c<sub>1</sub>, c<sub>2</sub>, c<sub>3</sub>) 中心

Fig.2 Structure morphology of 4 mm plate of test super-high strength weathering steels: (a<sub>1</sub>, b<sub>1</sub>, c<sub>1</sub>) 0.035% Nb steel; (a<sub>2</sub>, b<sub>2</sub>, c<sub>2</sub>) 0.065% Nb steel; (a<sub>3</sub>, b<sub>3</sub>, c<sub>3</sub>) 0.035% Nb-0.20% Mo steel; (a<sub>1</sub>, a<sub>2</sub>, a<sub>3</sub>) surface; (b<sub>1</sub>, b<sub>2</sub>, b<sub>3</sub>) 1/4 of thickness; (c<sub>1</sub>, c<sub>2</sub>, c<sub>3</sub>) center

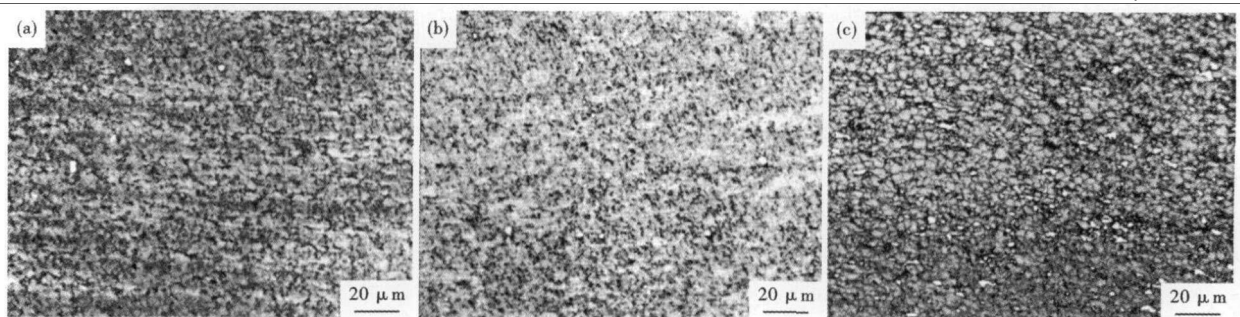


图 3 试验超高强耐候钢 4 mm 板 M/A 组织形貌: 表面- (a) 0.035% Nb 钢; (b) 0.060% Nb 钢; (c) 0.035% Nb-0.20% Mo 钢

Fig.3 Morphology of M/A structure in 4 mm plate of test super-high strength weathering steels: surface- (a) 0.035% Nb steel; (b) 0.060% Nb steel; (c) 0.035% Nb-0.20% Mo steel

冷却温度,冷却强度等变形工艺制度。通过对比图 3 中 M/A 组织的尺寸,1# 钢(0.035% Nb)的尺寸和 2# 钢(0.060% Nb)差别不大,3# 钢(0.035% Nb-0.20% Mo)中 M/A 组织尺寸不均匀,尺寸自纳米级到微米级不等,而且大尺寸的 M/A 组织较多。通过软件分

析,3# 钢(0.035% Nb-0.20% Mo)心部 M/A 组织体积分数占整个基体组织的 3% 左右。另外,受到冷却速率的影响,3# 试验钢的表面(图 3c) M/A 组织较心部含量少。低合金钢中存在过多的 M/A 组织会破坏钢的整体性,影响钢的力学性能,尤其是不规则形状

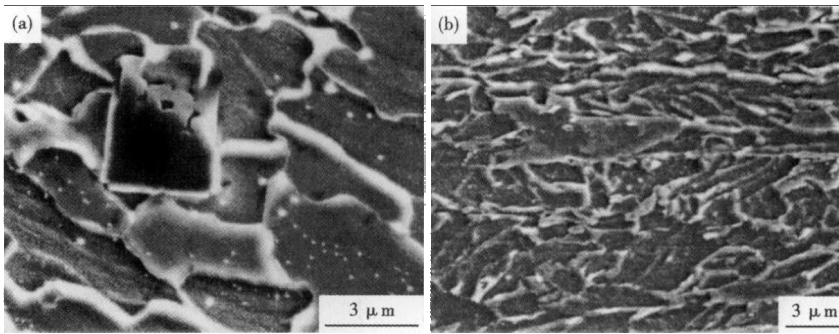


图 4 0.035% Nb 钢组织及析出物: (a) 大颗粒 TiN; (b) 晶界处 M/A, SEM

Fig. 4 Structure and precipitates in 0.035% Nb steel; (a) large TiN particle; (b) M/A at grain boundary, SEM

的影响更明显<sup>[10]</sup>。

### 2.3 试验钢析出物 SEM 和 TEM 观察

为了观察析出物的分布情况,取 1<sup>#</sup>(0.035% Nb) 试验钢的试样,在扫描电镜和透射电镜下进行观察,分别见图 4、图 5。

从图 4 的 SEM 照片可以看到,在晶界和晶粒内部存在着细小弥散的析出物,此类析出物为 Nb、Ti 的碳氮化物。大部分尺寸为纳米级别,因此具有很好的

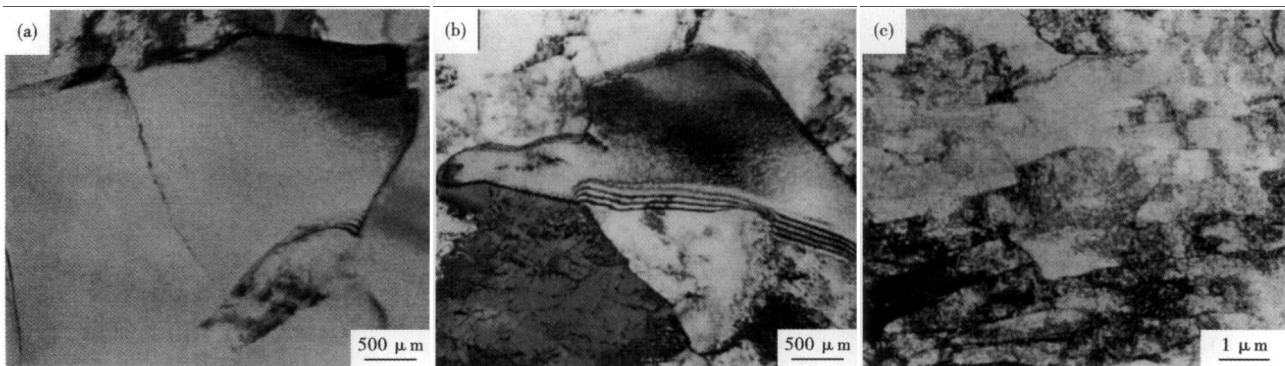


图 5 0.035% Nb 钢 (a), 0.060% Nb 钢 (b) 和 0.035% Nb-0.20% Mo 钢 (c) 组织形貌, TEM: (a) 亚晶界; (b) 位错; (c) 贝氏体和 M/A  
Fig. 5 Structure morphology of 0.035% Nb steel (a), 0.060% Nb steel (b) and 0.035% Nb-0.20% Mo steel (c), TEM: (a) sub-grain boundary; (b) dislocation; (c) bainite, M/A

析出强化效果<sup>[11]</sup>。但是,图 4a 中的大颗粒的析出物为未溶的 TiN 粒子,对于钢的性能产生不利影响。需要控制好冶炼及轧制温度,控制好此类粒子的数量和尺寸。因此,尽管上述试验钢的成分设计以及组织有所区别,但是该类析出物在钢中的强化效果是一致的。图 4b 中可以发现晶界处存在一定数量的 M/A 组织。

图 5(a,b,c) 分别为 1<sup>#</sup>~3<sup>#</sup> 试验钢的 TEM 下的组织照片。通过图 5(a,b) 1<sup>#</sup> 钢(0.035% Nb) 和 2<sup>#</sup> 钢(0.060% Nb) 的 TEM 照片可以看出,铁素体基体中有亚晶界(图 5a) 和大量位错(图 5b),起到位错强化的作用。图 5c 的 3<sup>#</sup> 钢(0.035% Nb-0.20% Mo) 具有贝氏体组织和 M/A 组织,这种复相组织对于钢的屈服强度、韧性、塑性影响较大。

### 2.4 试验钢力学性能

将轧制后的板材加工成拉伸试样,在 MTS 拉伸试验机上进行力学性能检测。为保证实验结果的有效性,每组实验进行 3 次。结果见表 2。

通过表 2 结果对比可以看出,2<sup>#</sup>(0.060% Nb)

表 2 试验钢力学性能

Table 2 Mechanical properties of test steels

试验钢	$R_{p0.2}$ / MPa	平均值/ MPa	$R_m$ / MPa	平均值/ MPa	屈服比	$A_5$ / %	平均值/ %
1 <sup>#</sup> (0.035% Nb)	685		755		90.73	22.5	
	675	680	750	755	90.00	21.5	21.3
	680		760		89.47	21.0	
2 <sup>#</sup> (0.060% Nb)	750		815		92.02	22.5	
	755	757	820	822	92.07	22.0	21.8
	765		830		92.17	21.0	
3 <sup>#</sup> (0.035% Nb- 0.20% Mo)	695		850		81.76	19.0	
	710	701	875	862	81.14	17.0	17.8
	700		850		81.40	17.5	

试验钢的屈服强度在 750 MPa 以上,高于 1<sup>#</sup>(0.035% Nb) 和 3<sup>#</sup>(0.035% Nb-0.20% Mo) 试验钢,而且伸长率与 1<sup>#</sup> 试验钢相当,远大于 3<sup>#</sup>(0.035% Nb-0.20% Mo) 试验钢的伸长率。3<sup>#</sup>(0.035% Nb-0.20% Mo) 试验钢的抗拉强度最高,达到 862 MPa,而伸长率却最低。同样可以看出 3<sup>#</sup>(0.035% Nb-0.20% Mo) 试验钢的屈服比远低于其他两种试验钢,这是受到贝氏体组织和 M/A 组织影响的结果,具有贝氏体钢的力学性能特点<sup>[12]</sup>。

### 3 分析与讨论

钢铁材料的强化方式除了相变强化外,根据扩展的 Hall-Petch 公式,还包括固溶强化、位错强化、细晶强化或第二相强化,这些强化方式可直接线性叠加。大多数钢铁材料在实际生产中都同时采用多种强化方式产生复合强化作用<sup>[13]</sup>。因此,在高强钢的强度设计方面,强化方式非常重要。

微合金化元素 Nb、Ti 的加入主要是起到细晶强化和析出强化的作用。微合金化元素与试验钢中 C、N、O 及 S 在不同的阶段形成包含 C、N 化物在内多种化合物,并具有析出强化的作用,从而对钢的性能产生影响。在含 Nb 钢中,Mo 能提高 Nb(C、N) 在奥氏体中的溶度积,使大量的 Nb 保持在固溶体中,以便在低温转变中弥散析出,从而产生较高的沉淀强化效果。Mo 在钢中还能增加碳化物的形核位置,使形成的碳化物更细小、更多<sup>[14]</sup>。另一方面,NbC 粒子仅在冷却过程中析出,而 NbMoC 粒子不仅在冷却过程中析出,而且在随后的缓冷过程中大量析出,弥散细小,强化作用更加明显。因此,Nb 和 Mo 复合加入钢中时其强度更高。

对比组织和析出物可以发现,试验钢 1<sup>#</sup> (0.035% Nb)、2<sup>#</sup> (0.060% Nb) 主要通过细晶强化和沉淀强化实现屈服强度达到 700 MPa; 2<sup>#</sup> 钢 (0.060% Nb) 由于 Nb 含量高于 1<sup>#</sup> 钢 (0.035% Nb), 因此控轧控冷效果明显占优,晶粒也较 1<sup>#</sup> 钢细; 3<sup>#</sup> 钢

(0.035% Nb-0.20% Mo) 在贝氏体相变强化的基础上,通过一定沉淀强化和细晶强化来实现高强度,屈服强度较 2<sup>#</sup> 钢 (0.060% Nb) 差,但是屈强比最高,造成这种现象跟 M/A 组织与贝氏体、铁素体组成的复相组织等软硬相搭配造成的强度差有关,强度差越大,屈强比越低;同时,这种复相组织的伸长率降低明显。

因此,试验钢的成分设计是后期实现高强度的基础。在合理成分设计的基础上,配合控轧控冷工艺的实施,能够实现高强钢在保持强度的同时,韧性、塑性等其他性能良好。

### 4 结论

(1) 700 MPa 级热轧高强耐候钢在相同实验条件下,3 种试验钢中均存在多边形铁素体组织,其中 0.060% Nb 钢较 0.035% Nb 钢的晶粒更细,组织更加均匀;在复合添加 0.035% Nb-0.20% Mo 后发生贝氏体组织转变。

(2) 0.060% Nb 钢与 0.035% Nb 钢中 M/A 组织存在较少,尺寸和分布差别不大;0.20% Mo 钢中 M/A 组织明显多于未加 Mo 的钢;3 种钢中均有 Nb(C、N)、Ti(C、N) 等析出物。

(3) 0.060% Nb 钢较 0.035% Nb 钢强度高,伸长率差别不大;0.20% Mo 钢的抗拉强度明显高于未采用 Mo 合金化处理的钢,但屈强比远小于未采用 Mo 合金化处理的钢。

### 参考文献

- 1 松岛岩. 低合金耐蚀钢: 开发及研究. 北京: 冶金工业出版社, 2004
- 2 张春玲, 蔡大勇. 09CuPCrNi 耐候钢双相化的研究. 钢铁, 2004, 39(3): 50
- 3 SSAB Tunplatt AB. SSAB Tunplatt AB "Sheet Steel Handbook". Sweden, 2007
- 4 Mao Xiping, Huo Xiangdong, Sun Xinjun. Strengthening Mechanisms of a New 700 MPa Hot Rolled Ti-Microalloyed Steel Produced by Compact Strip Production. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210: 1660
- 5 王传雅, 戚正风. 耐候钢的化学成分和性能. 特殊钢, 1997, 18(1): 13
- 6 宋维锡. 金属学. 北京: 冶金工业出版社, 2010
- 7 李鹤林, 郭生武, 冯耀荣, 等. 高强度微合金管线钢显微组织分析与鉴别图谱. 北京: 石油工业出版社, 2001
- 8 Pereloma E V, Bayley C, Boyd J D. Microstructural Evolution during Simulated OLAC Processing of a Low-Carbon Microalloyed Steel. Materials Science and Engineering, 1996, A216: 16
- 9 甄翠娜, 孙浩, 陈雨来, 等. Nb、Mo 含量对高强度管线钢组织性能的影响. 材料热处理技术, 2010, 39(8): 45
- 10 于浩, 杨旭宁, 龙明建, 等. 管线钢中 M/A 岛的作用及其控制. 2007 中国钢铁年会论文集. 成都: 2007
- 11 赵培林, 路峰, 王建景, 等. 700MPa 级汽车大梁用钢的研究及开发. 轧钢, 2011, 28(2): 12
- 12 饶静, 朱远志. Q650 低碳贝氏体钢的研制. 特殊钢, 2010, 31(4): 37
- 13 雍岐龙. 钢铁材料中的第二相. 北京: 冶金工业出版社, 2006
- 14 Lee W B, Hong S G, Park C G, et al. Influence of Mo on Precipitation Hardening in Hot Rolled HSLA Steels Containing Nb. Scripta Materialia, 2000, 43(4): 319

赵培林 (1973-), 男, 博士研究生, 高级工程师, 主要从事高强度高性能板带钢研究。

收稿日期: 2011-06-23