

## Nb-Ti 微合金高强度钢 1.5 mm 冷轧板退火组织和第二相析出行为

刘浩<sup>1,2</sup> 陈晓<sup>1,2</sup> 李平和<sup>2</sup> 郑红<sup>2</sup> 吴青松<sup>2</sup> 刘清友<sup>3</sup>

(1 武汉科技大学材料与冶金学院, 武汉 430081; 2 武汉钢铁公司技术中心, 武汉 430080;  
3 钢铁研究总院, 北京 100081)

**摘要** 用透射电镜实验研究了(%) : 0.08C-1.0Mn-Nb + Ti < 0.10 微合金高强度钢经 53% 冷变形 1.5 mm 板 650 °C 和 680 °C 退火的组织和第二相析出行为。结果表明, 试验钢中的第二相为 (Ti, Nb)(C, N) 复合析出相, 第二相粒子尺寸一般为 20 ~ 30 nm, 随退火温度提高, 第二相粒子的数量增加。由于退火过程第二相析出强化和第二相粒子抑制晶粒长大, 使钢中晶粒细小, 该钢 650 °C 退火组织具有较高强度(屈服强度  $\geq 480$  MPa)。

**关键词** 冷轧 Nb-Ti 微合金化 高强度钢 第二相析出 组织

## Precipitate Behavior of Second Phase and Structure of Annealed 1.5 mm Cold Rolling Sheet of Nb-Ti Microalloy High Strength Steel

Liu Hao<sup>1,2</sup>, Chen Xiao<sup>1,2</sup>, Li Pinghe<sup>2</sup>, Zheng Hong<sup>2</sup>, Wu Qingsong<sup>2</sup> and Liu Qingyou<sup>3</sup>

(1 Material and Metallurgy Institute, Wuhan Science and Technology, Wuhan 430081;  
2 Technical Center, Wuhan Iron and Steel Group Cooperation, Wuhan 430080;  
3 Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081)

**Abstract** The precipitate behavior of second phase and structure of 0.08C-1.0Mn-Nb + Ti < 0.10 microalloy high strength steel 1.5 mm sheet deformed by 53% annealed at 650 °C and 680 °C has been tested and studied by transmission electron microscope. the results showed that the second phase in test steel was (Ti, Nb)(C, N) compound precipitate phase, generally the size of second phase particles was 20 ~ 30 nm, and with increasing annealing temperature the amount of second phase increased. The higher strength (yield strength  $\geq 480$ MPa at 650 °C) is due to second phase precipitate strength and inhabiting grain growth to form fine grain.

**Material Index** Cold Rolling, Nb-Ti Microalloying, High Strength Steel, Second Phase Precipitate, Structure

Nb-Ti 微合金化高强度钢冲压用冷轧薄板, 既要有足够的强度, 又要求具有较好的冲压性能, 广泛地应用到汽车领域, 特别是轿车行业的安全结构件, 如支架、加强板、连接板等, 具有很好的发展前景。

众所周知, 再结晶组织形态特征, 特别是第二相粒子的析出行为与热轧和冷轧退火工艺条件密切相关, 从而影响了其强度性能和基本冲压性能。如何改善退火后的组织形态, 控制第二相粒子的析出量, 是获得冲压用高强度性能冷轧薄钢板最主要的因素<sup>[1,2]</sup>。

### 1 实验材料与条件

#### 1.1 实验材料

实验材料采用武汉钢铁公司生产的 3.2 mm 热轧板以及冷轧变形量为 53%、板厚为 1.5 mm

的冷轧钢板, 其化学成分如表 1 所示。将未经热处理的冷轧钢板在 ZJ-7.5-12 型真空加热炉中进行退火, 选择 650 °C、680 °C 两个实验温度, 每个温度取 3 个保温时间: 60、120、180 min, 升温速度为 50 °C/min。

表 1 实验用 Nb-Ti 高强度钢冷轧薄板化学成分/%  
Table 1 Chemical composition of cold rolling sheet of test Nb-Ti high strength steel /%

C	Si	Mn	P	S	Cu	Als	Nb + Ti
0.08	0.20	1.0	0.01	0.01	0.02	0.05	< 0.10

#### 1.2 显微组织观测

在上述各种工艺处理后得到的试样上切取 0.3 mm 金属薄片, 磨制成 20 ~ 30  $\mu$ m 薄膜, 用双喷电解仪穿孔制备成电镜试样, 在 JEM-2000FX II 型透射电镜中进行显微组织结构特征的观察, 并

采用 INCA 能谱仪对第二相粒子进行成分分析。

## 2 实验结果及分析

### 2.1 第二相粒子的形态电镜观察和能谱分析

图 1 为实验钢在热轧和不同冷轧退火工艺条件下进行处理后,透射电子显微镜观察到的第二相粒子的形态和分布状态。

透射电子显微镜观察结果表明:5 个试样中第二相粒子的形态、分布状态比较相近,都存在少量 20~30 nm 的方形和矩形析出相,大于 100 nm 的第二相粒子极少量,见图 1。经能谱分析,方形和矩形的第二相为 (Ti, Nb)(C, N) 的复合析出相;细小析出相以 Ti 为主且含有少量 Nb 的 (Ti, Nb)

(C, N) 的复合析出相。冷轧退火试样中的第二相粒子数量随退火温度的升高而增加,而随退火时间的延长增加不明显;退火温度为 680 °C 时第二相粒子数量增加较快,见图 1(c)、(d)。沉淀强化主要来源于微合金碳氮化物等沉淀物的作用,是沉淀物颗粒和位错之间相互作用的结果<sup>[3]</sup>。有关工作<sup>[4]</sup>对铌钢在铁素体中沉淀的碳氮化铌与其沉淀强化的作用关系进行了深入的研究,研究结果表明, Nb(CN) 的临界质点半径 < 2.6 nm, 且均是以 Ashby-Orowan 机制控制沉淀强化的。

### 2.2 显微组织电子显微镜观察和分析

图 2(a) 为高强度钢热轧状态的显微组织,其组织主要为铁素体和珠光体组成,有少量的渗碳

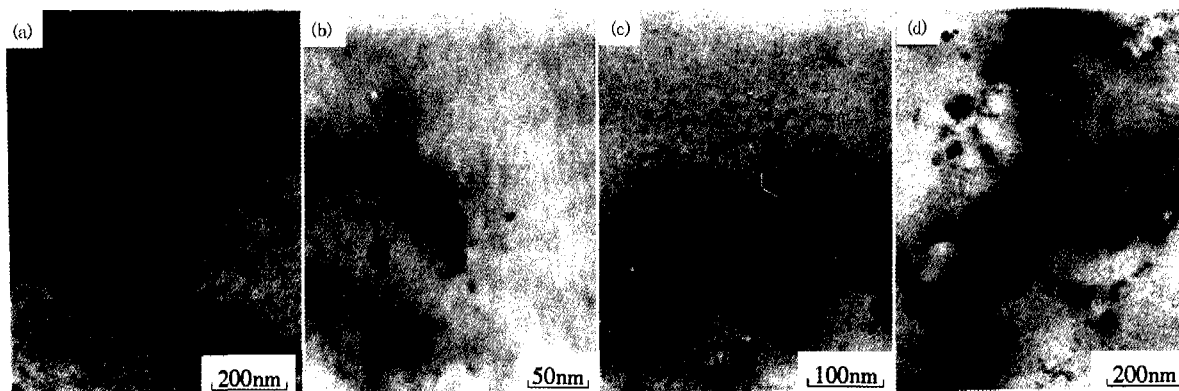


图 1 实验钢第二相粒子的形貌:(a)热轧态 3.2 mm 板;(b)1.5 mm 冷轧板;(c)650 °C 180 min 退火;(d) 680 °C 180 min 退火

Fig.1 Morphology of second phase particles in test steel: (a) hot rolled, 3.2 mm plate; (b) cold rolled, 1.5 mm plate; (c) annealed at 650 °C for 180 min; (d) annealed at 680 °C for 180 min

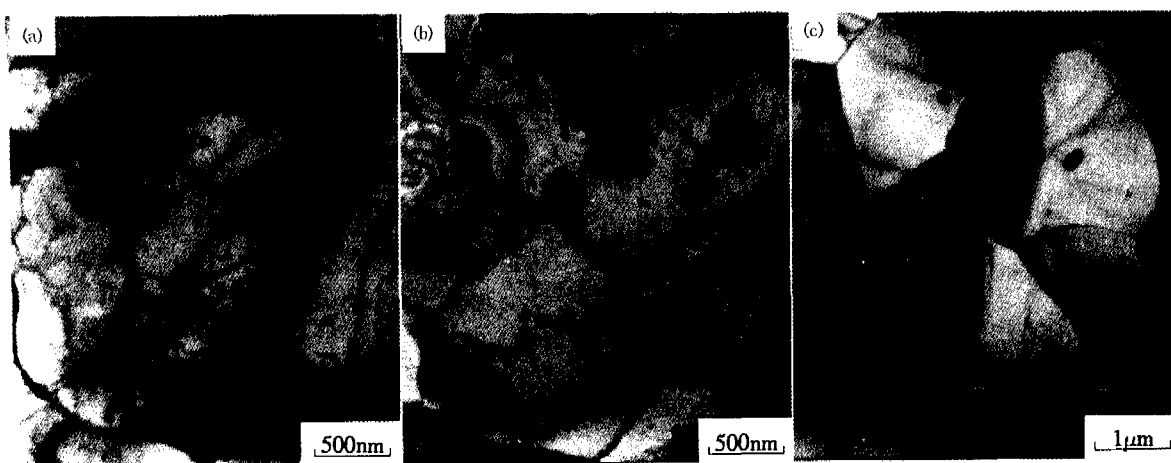


图 2 试验钢的组织形貌:(a)热轧态,3.2 mm 板;(b)1.5mm 冷轧板 650 °C 180 min 退火再结晶和(c) 1.5 mm 冷轧板 680 °C 180 min 退火再结晶

Fig.2 Morphology of structure of test steel: (a) hot rolled 3.2 mm plate; (b) cold rolled 1.5 mm sheet annealed at 650 °C for 180 min and (c) cold rolled 1.5 mm plate annealed at 680 °C for 180 min

体沿晶界分布,位错密度不高。

650 °C 60 min 退火后,试样主要为呈回复特征的冷轧变形组织,珠光体退化为球状渗碳体;经 650 °C 180 min 退火的试样大部分已再结晶,仍有少量未再结晶组织,基体中位错密度较高,晶粒细小,珠光体球化变成游离渗碳体(图 2b)对经 680 °C 180 min 退火工艺条件下试样显微组织的观察,在该退火条件下试样再结晶基本完成,晶粒形状近乎等轴状,晶粒内部较完整,但晶粒尺寸细小,且大小不均(图 2c)。

在 650 °C 和 680 °C 时分别进行了不同退火时间的退火实验,结果表明不仅晶粒的尺寸随退火时间的延长而增大,而且第二相粒子数量也随退火时间的延长而略微增强,但均没有退火温度影响的显著。退火工艺对强度和延伸率的影响示于表 2,退火温度相同时,退火时间延长其屈服强度降低,而延伸率提高。相同退火时间下,退火温度高则屈服强度降低,而延伸率提高。

表 2 退火工艺对 Nb-Ti 高强度钢机械性能的影响

Table 2 Effect of annealing process on mechanical properties of Nb-Ti high strength steel

退火温度/°C	退火时间/h	机械性能	
		屈服强度/MPa	延伸率/%
650	1	540	13
	2	515	17
	3	475	21
680	1	435	22
	2	405	28
	3	425	25

对冷轧钢板的强化而言,析出亦可导致细晶强化。冷轧钢强化主要通过晶粒细化,其次是析出强化<sup>[5]</sup>。

热轧晶粒尺寸对随后的冷轧晶粒尺寸有重要影响,当钢中含较多合金元素时,热轧温度控制对析出物影响很大,对随后的冷轧晶粒尺寸影响显得更为突出。

实验证明<sup>[6]</sup>,在较低的卷取温度,延长退火时间,可降低屈服强度;在较高的卷取温度下,屈服强度基本不随退火时间而变化,保持一个恒定的值。该生产试验验证了实验室研究和模型计算的结果,即提高卷取温度会促进热轧板中固溶的铌进一步析出,使随后冷轧再结晶退火时间对力学性能的影响降低,这使得降低卷与卷之间性能波动成为可能。

铌,尤其是钛,可以抑制再结晶<sup>[7]</sup>。用钛合金化的钢只在较长的退火周期之后才开始损失强度。

当钢的铁素体中含有过饱和溶解的铌、钛时,若在铁素体的高温区域进行很缓慢的冷却或退火,那么它们的析出过程经历不同的偏聚阶段。在铁素体中先经历单相偏聚的预沉淀,形成由铌、钛、碳和氮组成的“原子团”,再生成共格的沉淀相晶核。“原子团”优先形成于位错和晶格缺陷上。随着退火时间的延长和退火温度的升高,晶核的尺寸长大。当粒子尺寸介于 5~10 nm 范围时,与基体之间就已经大到不匹配了。由于在共格沉淀粒子与基体之间的界面上存在位错,共格就转变成部分共格,最后转变成非共格<sup>[7]</sup>。

### 3 结论

(1) 电子显微镜观测结果表明,再结晶的冷轧高强度钢板中第二相粒子是铌钛的碳氮化物,粒子尺寸从几个纳米到几十个纳米,沉淀强化作用明显,第二相粒子数量随退火温度的升高而增加,而随退火时间的延长增加不明显。退火温度为 680 °C 时析出数量增加较快。

(2) 冷轧高强度钢的高强度性能主要是靠热轧时固溶的铌在冷轧退火过程中以第二相粒子弥散析出导致的沉淀强化,与由于第二相粒子在晶界沉淀析出而抑制晶粒长大所引起细晶强化,所以是两种强化机制复合作用的结果。

### 参考文献

- Samakdar I, Verlinden B, Van Houtte P. Development of Recrystallization Texture in IF-Steel. *Acta Mater.*, 1998, 46(8): 2751
- Zhao H, Rama S C, Barber G C, et al. Experimental Study of Deep Drawability of Hot Rolled IF Steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, 128(1-3): 73
- 薛春芳,王新华,辛义德.含铌微合金钢强韧化机理. *金属热处理*, 2003, 28(5): 15
- 田村今男. 高强度低合金钢的控制轧制和控制冷却. 王国栋译. 北京:冶金工业出版社, 1992
- Bernhard Engl. 冷轧高强度微合金钢板卷产品. 铌·科学与技术. 北京:冶金工业出版社, 2003: 425
- Bleck W W, Muschenborn, Meyer L. *Steel Research*, 1988(8): 344
- Bleck W W, Muschenborn, Meyer L. *Stahl und Eisen*, 1989(109): 111

刘浩(1966-),男,高级工程师。1988年毕业于华南理工大学,在读博士生。从事汽车用微合金冷轧高强度钢的研究与开发。