

TMCP 工艺对低碳贝氏体钢铁素体 中碳氮化物析出的影响

刘小林

(新余钢铁有限责任公司)

摘 要 本文采用物理化学相定量分析技术,系统研究了不同工艺条件下实验钢中微合金碳氮化合物在铁素体中的析出行为。研究结果对开发高强度钢板具有一定的参考价值。

关键词 低碳贝氏体钢 碳氮化物析出 定量分析 粒度分析

Effects of TMCP on the Carbonitride Precipitation in Ferrite of Low Carbon Bainitic Steel

Liu Xiaolin

(Xinyu Iron and Steel Co. Ltd)

Abstract The article systematically studies the precipitation behavior of microalloying carbonitride compound in ferrite of trial steel under different process circumstances by adopting quantitative analysis technique of physical chemistry phase. The study result is of a certain reference value on higher strength steel plate development.

Keywords Low carbon bainitic steel, Precipitation of carbonitride, Quantitative analysis, Grain size analysis

1 前言

与奥氏体中析出一样,微合金碳氮化物在铁素体中的沉淀析出同样存在形核和核长大的问题。铁素体是由形变奥氏体在一定条件下相变而成的,因而微合金碳氮化物除了可以在铁素体晶界和晶内缺陷上形核外,还可以在 γ/α 之间不断移动的相界面上形核,同时还可以在原奥氏体中析出的粒子上形核。而铁素体晶界数量和 γ/α 之间的相界数量与 γ/α 相变过程中铁素体的形核条件及形变奥氏体的过冷度有关,因而微合金

碳氮化物在铁素体中的沉淀析出与低温累积变形率、轧后冷速和终冷温度等有着密切的关系。

本文对低温累积变形率、轧后冷速和终冷温度对各微合金元素碳氮化物在铁素体基体中析出行为的影响进行研究。

2 试验材料和方法

试验材料由新余钢铁公司自行冶炼并经 2 300 mm 三辊劳特式轧机粗轧而成,再由火焰切割成 103 mm × 120 mm × 200 mm 大小的试验坯料,化学成分见表 1。

表 1 试验材料化学成分/%

C	Si	Mn	S	P	Nb	V	Ti	Al	Mo	Ni	Cu	B	N
0.05	0.22	1.56	0.004	0.015	0.055	0.054	0.013	0.034	0.27	0.27	0.2	0.000 9	0.008 2

热轧试验是在北京科技大学高效轧制中心二辊试验轧机上进行的。其试验规程为:坯料加热

至 1 200 ℃,保温 1 h,经 12 道次轧成 30 mm 厚钢板。进行两阶段轧制,开轧温度为 1 200 ℃,第一

阶段累积变形量为 26.2% ~ 51.5%, 两阶段间进行空冷待温, 同时用远红外测温枪进行温度监控; 当中间坯冷却到 950 ℃ 以下时进行第二阶段轧制, 第二阶段累积变形量为 60.5% ~ 40%, 终轧温度要求在 880 ℃ 以下, 然后分别以不同冷速冷却到所需终冷温度, 再空冷至室温。热轧试验方案见表 2。工艺简图见图 1。

表 2 热轧试验方案

试验号	第二阶段累积变形量/%	轧后冷速/℃/s	终冷温度/℃
1	40	20	650
2	40	15	650
3	40	20	400
4	60.5	20	650

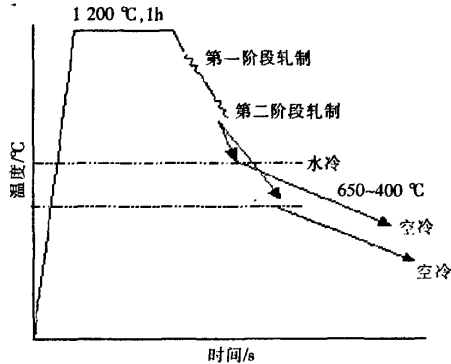


图 1 试验钢轧制及冷却工艺示意图

采用物理化学相分析的方法^[1]对钢中的析出物进行定量分析。采用 X 射线小角度衍射方法^[2]来测定钢中细小析出相的粒度及其分布(粒度分布及平均粒度不包括 > 300 nm 粒度的贡献)。分析试样是用线切割机从表 2 中各工艺钢板上各截取一块大小为 30 mm × 20 mm × 80 mm 的全厚度试样, 再将其切割成 4 块大小为 7 mm × 20 mm × 80 mm 的定量分析试样, 依次标上编号, 用酒精清洗干净。试验是在北京钢铁研究总院四室 X 光组完成的。

为了观察微合金碳氮化物在钢中的析出位置, 试验采用透射电镜金属薄膜样进行观察。在 H-800 透射电镜上观察析出相形貌和分布。

3 试验结果和讨论

3.1 不同工艺参数对析出相质量分数的影响

试验钢经不同工艺轧制后, 钢中微合金碳氮化物的析出量占合金的质量分数见表 3。由表 3 可以看出, 试验钢经不同工艺轧制的试样中 M(CxNy)析出物的质量分数由大到小排列为: W4 > W3 > W1 > W2。这说明, 未再结晶区累积变形量对试验钢中 M(CxNy)析出相的质量分数影响最大, 其次是终冷温度的影响, 而冷却速度影响最小。

表 3 M(C,N)相中各元素占合金的质量分数/%

试样编号	Ti	V	Nb	Mo	C*	N	Σ
W1	0.017	0.001	0.008	0.008	0.001	0.006	0.041
W2	0.016	0.001	0.009	0.005	0.001	0.006	0.038
W3	0.017	0.002	0.012	0.010	0.002	0.006	0.049
W4	0.017	0.003	0.018	0.016	0.005	0.005	0.064

注: 试样编号中的数字与表 2 中试验号对应

当采用相同的冷却速度和终冷温度、不同的未再结晶区累积变形量轧制工艺时, 未再结晶区累积变形量越大, 试样中 M(CxNy)析出相的质量分数也越大。这是因为增大奥氏体未再结晶区的累积压下量, 一方面, 将增加变形奥氏体中位错等缺陷和畸变能, 使相变后铁素体的形核位置增加, 从而细化铁素体晶粒, 增加了铁素体晶界, 相应地

也增加了微合金元素碳氮化物析出形核场所; 另一方面, 奥氏体中将可能发生形变诱导第二相粒子析出, 而这些第二相粒子除能抑制变形奥氏体再结晶外, 也会阻碍位错的运动, 造成位错的增殖, 使位错密度进一步增大^[3], 从而为微合金元素碳氮化物析出提供更多的有利场所, 同时这些第二相粒子在随后的冷却过程中本身也将成为后

续析出相的形核场所,所以未再结晶区累积变形量越大的试样中析出相 $M(CxNy)$ 量也越多。

当采用同样的未再结晶区累积变形量和终冷温度、不同的冷却速度工艺时,冷却速度越大,试样中 $M(CxNy)$ 析出相质量分数也越大。这是因为冷却速度越大,奥氏体过冷度也越大,奥氏体将在更低的温度发生铁素体相变。一方面,相变驱动力更大,铁素体形核率更高,相变后铁素体晶粒更细,晶界更多,同时 γ/α 相变时因体积变化而产生的切应力会在铁素体晶内造成滑移,从而在铁素体晶内生出了许多滑移带、位错和亚晶界,因而析出相形核位置也就更多;另一方面,相变后固溶在铁素体中的微合金溶质原子过饱和度越大,微合金碳氮化物沉淀析出的化学驱动力也越大,因而冷速越大的试样中析出相 $M(CxNy)$ 量也越多。

当采用同样的未再结晶区累积变形量和冷却速度不同的终冷温度工艺时,终冷温度越低,试样中 $M(CxNy)$ 析出相质量分数也越大。这是因为终冷温度越低,固溶在铁素体中的微合金溶质原子过饱和度越大,微合金碳氮化物沉淀析出的化学驱动力也越大,因而终冷温度越低的试样中析出相 $M(CxNy)$ 量也越多。

3.2 不同工艺参数对析出相中各微合金元素占相量的原子分数的影响

试验钢经不同工艺轧制后,试验钢的 $M(C, N)$ 相中各微合金元素所占的原子分数见表 4。根据表 4 可知,增加未再结晶区累积变形量或提高冷却速度或降低终冷温度时,试验钢的 $M(C, N)$ 相中各微合金元素所占的原子分数的变化趋势,见表 5。

表 4 $M(C, N)$ 相中各元素占相量的原子分数 / %

试样编号	Ti	V	Nb	Mo	C*	N	Σ
W1	32.13	1.81	8.05	8.01	7.45	42.55	100.00
W2	33.70	1.71	9.22	5.36	7.13	42.87	99.99
W3	28.77	2.61	10.27	8.34	13.96	36.04	99.99
W4	22.61	4.03	12.49	10.88	25.08	24.92	100.01

表 5 $M(C, N)$ 相中各元素所占的原子分数变化趋势

参数的变化	Ti	V	Nb	Mo
A ↑	↓	↑	↑	↑
B ↑	↓	↑	↓	↑
C ↓	↓	↑	↑	↑

注:A—未再结晶区累积变形量;B—轧后冷速;C—终冷温度

从表 5 可以看出:增加未再结晶区累积变形量或提高冷却速度或降低终冷温度三者都降低了 Ti 的原子分数。说明三者都抑制了铁素体中 Ti 的碳氮化物析出。这是因为 Ti 的碳、氮化物固溶温度较高,在奥氏体再结晶区轧制时就已经大量析出,而改变未再结晶区累积变形量或冷却速度或终冷温度都是低温工艺行为,此时较低固溶温度的其它微合金元素的碳、氮化物也相继大量析出,因而增加了 $M(C, N)$ 相总的原子数,相应地也

就降低了 Ti 的原子分数。

增加未再结晶区累积变形量和降低终冷温度对 $M(C, N)$ 相中各微合金元素所占相量原子分数的变化趋势相同。这是因为增加或降低未再结晶区累积变形量将相应地增加或降低各微合金元素碳、氮化物的形核场所,而提高或降低终冷温度将相应地提高或降低各微合金元素碳、氮化物的析出驱动力,因此增加未再结晶区累积变形量和降低终冷温度将使 $M(C, N)$ 相中各微合金元素所占相量原子分数出现同样的变化趋势。

3.3 不同工艺参数对实验钢析出物粒度分布频度的影响

钢中析出物粒度分布频度反映的是在某一粒度区间上的析出物数量占钢中整个粒度区间上的析出物总数的百分数。试验钢中 $M(C, N)$ 相粒度

分布见图2。从图2可以看出:增加未再结晶区累积变形量或提高冷却速度或降低终冷温度对试验钢中较小粒度区间上分布频度影响较大,而对较大粒度区间上分布频度影响较小。这是因为,微合金碳氮化物在铁素体中析出时,不仅可以在铁素体晶界和晶内以及相界面析出,还可以在原变形奥氏体中析出的碳氮化物上形核析出,而增加未再结晶区累积变形量或提高冷却速度或降低终冷温度时,都能不同程度地增加铁素体中析出物析出时的形核位置或驱动能,使析出相对弥散而细小。因而在铁素体晶界和晶内以及相界面析出的析出物粒度较小,分布时将落在较小的小粒度区间上;而在原变形奥氏体中析出的碳氮化物

上形核析出的析出物在一定程度上与母相析出物进行互溶,尽管会使整个析出物粒度有所长大,但分布时其所落在的粒度区间将变动不大,大部分还落在原来的粒度区间上。

另外,对较小粒度区间上分布频度影响大的工艺参数,则对较大粒度区间上分布频度影响就小,反之,则大。这是因为工艺参数主要是通过影响钢中析出物的形核场所和析出驱动能来影响析出物粒度和数量、从而影响其粒度分布频度的。工艺条件一定时,试验钢中析出物总量一定。在铁素体晶界、晶内和相界面等场所析出的析出物数量多的,则在原变形奥氏体中析出的碳氮化物上形核析出的析出物数量就少。反之,则多。

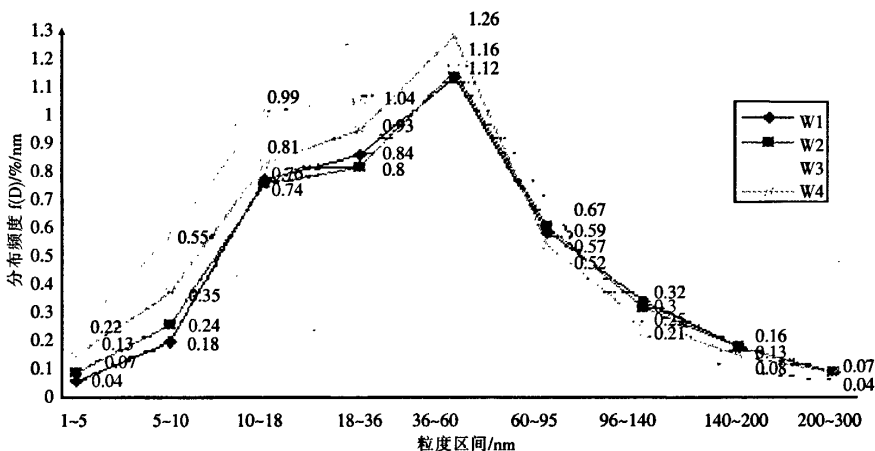


图2 试验钢 X1 各工艺试样中析出相粒度分布图

3.4 不同工艺参数对试验钢析出物粒度的影响

试验钢析出物粒度一般用钢中析出相的平均尺寸来衡量。试验钢不同工艺的试样中析出相平均尺寸见表6。

表6 析出相平均尺寸

试样编号	析出相平均尺寸/nm
W1	83.6
W2	83.1
W3	67.2
W4	77.3

表6可以看出:增加未再结晶区累积变形量或提高冷却速度或降低终冷温度都能程度不同地

减小试验钢中析出相平均尺寸。

当采用相同的冷却速度和终冷温度不同的轧制压下量时(如试样 W1 和 W4), W4 试样中 M(C,N)相粒子的平均尺寸相应小于 W1 试样 M(C,N)相粒子的平均尺寸。这是因为在形变而未再结晶的奥氏体中应变诱导析出时,晶界、亚晶界和位错上形核沉淀占绝对优势。在轧制过程中,适当地加大变形量,可以有效地增加位错密度且这些位错不易运动而形成位错网络,可显著地增大位错形核沉淀所占的相对份量。而位错线上形核沉淀的微合金碳氮化物质点较晶界上的质点的粗化速率小,因而其尺寸比较小且分布均匀。

当采用相同的轧制压下量和终冷温度、不同的冷却速度时(如试样 W1 和 W2), W2 试样中 M(C,N)粒子的平均尺寸都相应小于 W1 试样中 M(C,N)相粒子的平均尺寸。随着温度的降低,将发生奥氏体向铁素体转变,由于微合金元素在铁素体中的溶解度低于在奥氏体中的溶解度,相变后微合金元素的过饱和度将大大增加,析出驱动力也大大增加,粒子将发生弥散析出。冷速不同,过冷度不同,相变温度(即沉淀温度)将不同。冷速越大,相变温度越低,析出的粒子越弥散,尺寸越小。

当采用相同的轧制压下量和冷却速度、不同的终冷温度时(如试样 W1 和 W3), W3 试样中 M(C,N)粒子的平均尺寸都相应小于 W1 试样中 M(C,N)相粒子的平均尺寸。终冷温度越低,一方面,析出驱动力越大,另一方面,相变组织越细,晶界、相界面等缺陷越多,析出场所越多,因而粒子越细小弥散。

3.5 铁素体中析出物形貌

铁素体中析出物形貌观察采用的依然是金相法。透视电镜试样取自于 W1 钢板。透视电镜观察发现试样中都存在许多 10 nm 以下的球状析出物,见图 3。



W1 (暗场)

图 3 试验钢铁素体中析出物形貌

4 结论

4.1 定量分析结果

1) 未再结晶区累积变形量、冷却速度和终冷温度这三个影响因素中,未再结晶区累积变形量对实验钢中 M(CxNy)析出相的质量分数影响最

大,其次是终冷温度的影响,而冷却速度影响最小。

2) 适当增大奥氏体未再结晶区累积压下量或适当增大轧后冷速或适当降低终冷温度,有利于 M(CxNy)相的析出。

3) 增加未再结晶区累积变形量或提高冷却速度或降低终冷温度都降低了试验钢的 M(C,N)相中 Ti 的原子分数。

4) 增加未再结晶区累积变形量和降低终冷温度对试验钢的 M(C,N)相中各微合金元素所占相量原子分数的变化趋势有相同的影响。

4.2 粒度分析结果

1) 增加未再结晶区累积变形量或提高冷却速度或降低终冷温度对试验钢中较小粒度区间上粒度分布频度影响较大,而对较大粒度区间上分布频度影响较小。

2) 对较小粒度区间上分布频度影响越大的工艺参数,对较大粒度区间上分布频度的影响越小,反之,则大。

3) 增加未再结晶区累积变形量或提高冷却速度或降低终冷温度都能不同程度地减小试验钢中析出相的平均尺寸,说明在适当范围内,增大轧制压下量和冷却速度、降低终冷温度均有利于 MC 相颗粒的细化,从而有利于实现沉淀强化,提高钢材的强度。

4.3 利用透视电镜对试验钢铁素体中析出物形貌进行了观察。观察发现:试验钢基体中存在许多 10 nm 以下的球状析出物。

参考文献

- 1 冶金工业部钢铁研究总院编著. 钢和铁镍基合金的物理化学相分析. 上海科技出版社, 1981, 6: 217
- 2 张晋远. 纳米材料的 X 射线分析[A]. 中国冶金分析测试 50 周年学术报告论文集[C]. 北京: 钢铁研究总院分析测试研究所, 中国金属学会分析测试分会, 2002, 11
- 3 张红梅, 刘相华, 王国栋等. 形变量和冷却速度对低碳微合金管线钢晶粒细化的影响. 东北大学学报(自然科学版), 2001, 22(1): 102

收稿日期: 2008-01-21