

Ti 和 Ti-V 微合金化低碳贝氏体钢组织性能及析出行为的研究

Effect of Ti and Ti-V Microalloyed on
Precipitation Behaviors, Microstructure
and Properties of Low Carbon Bainitic Steel

李晓林¹, 蔡庆伍², 赵运堂¹, 崔 阳¹

(1 首钢技术研究院, 北京 100043; 2 北京科技大学
冶金工程研究院, 北京 100083)

LI Xiao-lin¹, CAI Qing-wu², ZHAO Yun-tang¹, CUI Yang¹

(1 Shougang Research Institute of Technology, Beijing 100043, China;
2 Engineering Research Institute, University of Science
and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

摘要: 利用场发射扫描电子显微镜(FE-SEM)、高分辨透射电子显微镜(HRTEM)和能谱仪(EDS)等,研究了不同 Ti 含量的低碳贝氏体钢的显微组织和析出相的成分、尺寸、形貌以及分布等特征。结果表明:在 450℃ 和 520℃ 保温 2h, 三种实验钢组织为粒状贝氏体。与低 Ti 实验钢相比,高 Ti 及 Ti-V 复合实验钢的屈服强度增加了 150MPa 以上。高 Ti 钢中纳米级析出相有两种类型:一种大于 15nm 的 TiC 析出相;另一种是在 10nm 以下,具有面心立方结构的 (Ti, Mo)C 复合析出相。Ti-V 钢基体中存在大量尺寸在 10nm 以下的 (Ti, V, Mo)C 复合析出相。

关键词: 粒状贝氏体; 纳米级析出相; 位错线; (Ti, Mo)C; (Ti, V, Mo)C

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2015.06.009

中图分类号: TG142.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2015)06-0052-08

Abstract: The morphology, size, distribution and chemical composition of precipitates and the microstructure of the low carbon bainitic steel with different content of Ti were investigated by field emission scanning electronic microscopy (FE-SEM), high resolution transmission electron microscope (HR-TEM) and energy disperse spectroscopy (EDS). The results show that the test steels holding at 450℃ and 520℃ for 2h, the microstructure of three kinds of steels is granular bainite. Compared with the low titanium steel, the yield strength of the high titanium steel and titanium-vanadium steel increases by over 150MPa. There are two kinds of the nanometer-sized precipitate particles in high titanium steel; one of these is titanium carbide, which size is more than 15nm. The other is composite precipitate with the FCC(face-centered cubic)-(Ti, Mo)C structure, which size is smaller than 10nm. In the matrix of titanium-vanadium steel, there are a great amount of (Ti, V, Mo)C composite precipitates with the size smaller than 10nm.

Key words: granular bainite; nanometer-sized precipitate; dislocation line; (Ti, Mo)C; (Ti, V, Mo)C

为了节约资源、降低生产成本,高强、高韧钢的设计应当减少昂贵合金元素的使用,并通过优化合金元素的配比,充分利用微合金元素(如 Nb, V, Ti)的强韧化作用^[1]。目前采用 TMCP 技术生产的贝氏体型低碳微合金钢板中大多含有 Nb 这种微合金元素,其作用是细晶强化以及析出强化,使得中厚板贝氏体钢具有良好的强度、韧性及焊接性,已经广泛应用工程机械、管线、船板和容器设备的制造等领域^[2,3]。由于

Nb 元素属于贵重合金元素,它的加入增加了钢板成本,降低产品市场竞争力。Ti 合金元素价格较低,但其具有较强的活性,与钢中的 O, S, N 容易结合形成尺寸较大的夹杂,这对材料的塑、韧性不利。近年来,随着冶金工艺控制水平的提高,以往含 Ti 钢中的问题得到了较为明显的改善^[4]。国内外的研究者对 Ti 及 Ti-Mo 在铁素体中的析出行为、纳米析出相的析出强化机制进行了大量的研究工作^[5-7]。对于高 Ti 含量

($w \geq 0.1\%$) 的贝氏体钢, Ti 的析出强化作用机制研究报道较为少见, 基于此, 本研究在 Mn-Cr-Mo 系低碳贝氏体钢中通过添加 Ti 及 Ti-V 复合添加, 在实验室进行控轧控冷实验, 以期在低碳贝氏体钢中获得纳米级析出颗粒, 研究 Ti 的析出行为对贝氏体钢力学性能的影响, 并分析纳米级析出相的成分、析出规律及成因。对开发较高 Ti 含量的低碳贝氏体钢板提供理论依据和实验支持。

表 1 实验钢的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of experimental steels(mass fraction/%)

No	C	Si	Mn	P	S	Mo	Cr	Ti	V	N	Fe
1 [#]	0.045	0.25	1.7	<0.008	<0.005	0.23	0.81	0.023	—	0.0053	Bal
2 [#]	0.042	0.25	1.7	<0.008	<0.005	0.23	0.79	0.170	—	0.0057	Bal
3 [#]	0.044	0.25	1.7	<0.008	<0.005	0.23	0.86	0.180	0.13	0.0065	Bal

2h, 然后出炉空冷至室温, 具体工艺见图 1。

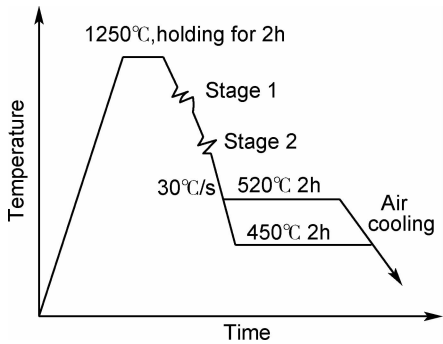
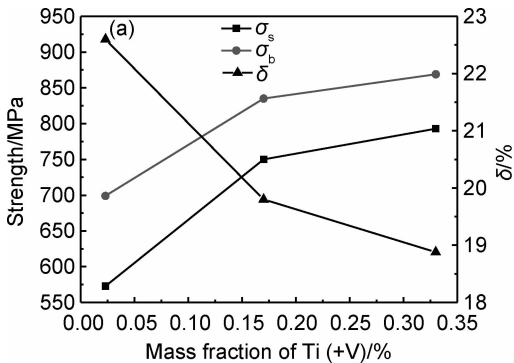


图 1 轧制工艺示意图

Fig. 1 Schematic diagram of rolling processes

实验所需试样在轧后的钢板上切取, 拉伸试样沿轧制方向切取。拉伸试样尺寸为 $\phi 10\text{mm} \times 140\text{mm}$, 标距为 50mm。切取金相试样, 经机械研磨抛光, 用 4% 硝酸酒精溶液侵蚀后进行 SEM 观察。采用高分辨透射电镜 TECNAI G² F20 观察析出物形貌、尺寸以及分布, 利用能谱仪(EDS)对析出相进行化学成分分析。



1 实验材料及方法

实验用钢采用 25kg 真空感应炉冶炼, 实验钢的化学成分见表 1。钢锭锻成尺寸为 $80\text{mm} \times 80\text{mm} \times 80\text{mm}$ 的方坯, 在电阻式加热炉内加热到 1250°C , 保温 2h, 在实验室二辊轧机上经 6 道次热轧成 18mm 厚钢板, 终轧温度控制在 900°C 。终轧后经过层流冷却设备, 以 30°C/s 的冷速分别冷到 $450, 520^\circ\text{C}$, 并等温

薄膜样品用 5% 高氯酸无水乙醇电解液, 在 -20°C , 30V 下电解双喷减薄至穿孔。萃取复型试样的制备方法为: 试样打磨抛光后经 4% 硝酸酒精溶液腐蚀, 用 HBA-1 型喷涂仪在金相试样上蒸发沉积一层较厚的 C 膜, 将 C 膜划成 $2\text{mm} \times 2\text{mm}$ 的小方格, 将划过格的试样放在盛有硝酸酒精的器皿中, 使 C 膜连同凸出试样表面的第二相粒子与基体分离, 分离后的 C 膜放到盛有酒精的器皿中清洗。

2 实验结果

2.1 力学性能

不同实验钢的屈服强度和抗拉强度以及伸长率随保温温度的变化情况如图 2 所示。在同一保温温度下, 随着 Ti 含量的增加, 实验钢的强度大幅增加, 但伸长率下降。在 450°C 和 520°C 保温, 2[#] 实验钢屈服强度比 1[#] 实验钢分别增加了 177, 157MPa, 抗拉强度则分别提高了 136, 103MPa。Ti-V 复合添加的 3[#] 钢与单独添加 Ti 的 2[#] 钢相比, 强度增加趋势比较缓慢, 但

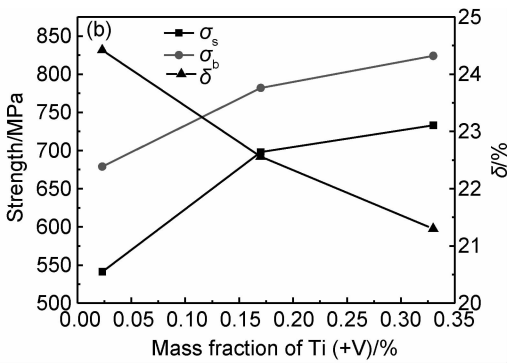


图 2 实验钢在不同保温温度下的力学性能 (a) 450°C ; (b) 520°C

Fig. 2 Mechanical properties of experimental steels holding at different temperatures (a) 450°C ; (b) 520°C

总伸长率下降较大。同一种实验钢,随着保温温度升高材料的强度下降,伸长率提高。

2.2 显微组织 SEM 和 TEM 分析

图 3,4 分别为不同实验钢在 450℃ 和 520℃ 保温的 SEM 照片。由图 3,4 可知,实验钢在 450℃ 和 520℃ 保温,组织主要是粒状贝氏体。在 520℃ 保温,粒状贝氏体中的铁素体呈等轴晶;在 450℃ 保温,铁素体晶粒则呈长条状。粒状贝氏体中白亮色的为 M/A 组元,其在基体中弥散分布,随保温温度的降低 M/A

组元的数量变化并不明显,但尺寸及形状出现了较大的变化。当保温温度在 520℃ 时,M/A 组元尺寸较大,多呈块状或者尖角状,而温度降低到 450℃ 后,M/A 组元的尺寸变细,形状由尖角状逐渐演变为球形颗粒状。由于粒状贝氏体组织形成温度较高(520℃),相变过程中扩散比较充分,使得相变后的铁素体晶粒尺寸较大且其中的碳含量接近于平衡含量,同时富碳的残余奥氏体尺寸较大且碳及合金元素富集程度较高^[8]。

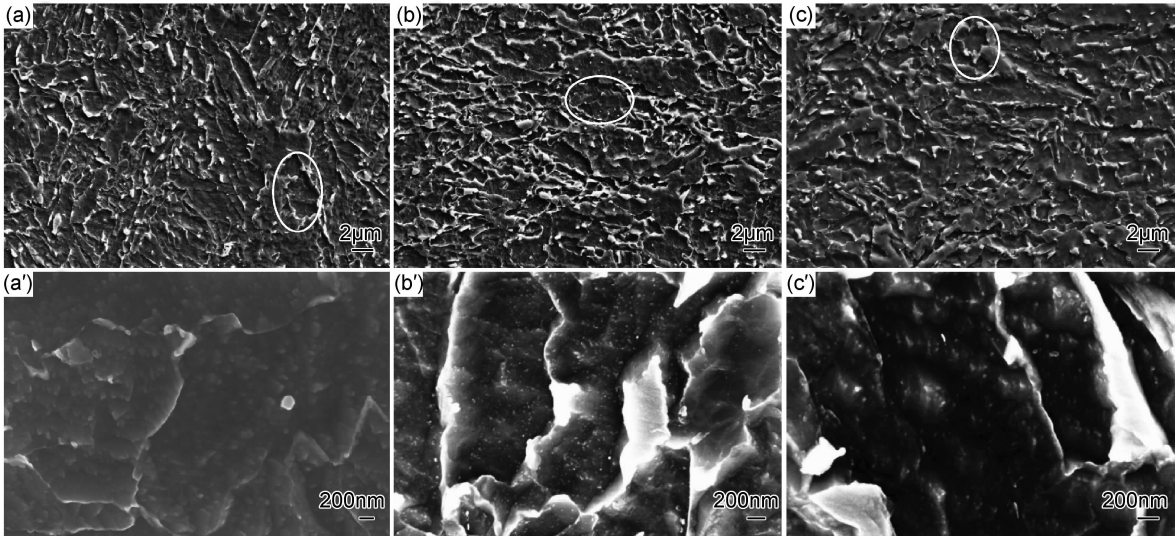


图 3 实验钢在 450℃ 下保温的 SEM 照片

(a) 1# 钢; (a') 图(a)放大图; (b) 2# 钢; (b') 图(b)放大图; (c) 3# 钢; (c') 图(c)放大图

Fig. 3 SEM images of tested steels holding at 450℃

(a) 1# steel; (a') magnification of fig. (a); (b) 2# steel; (b') magnification of fig. (b); (c) 3# steel; (c') magnification of fig. (c)

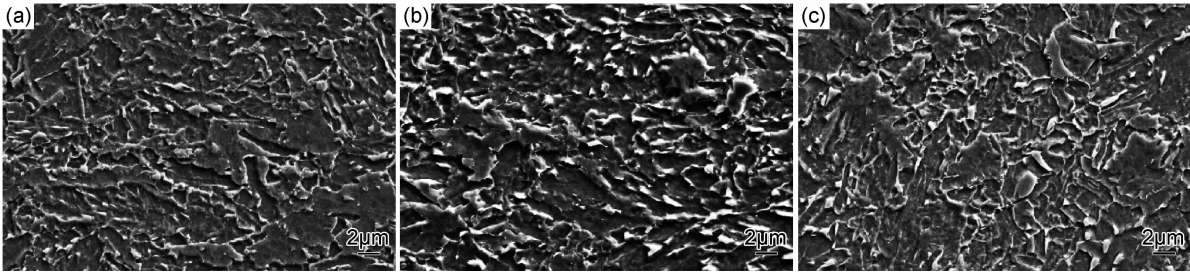


图 4 实验钢在 520℃ 下保温的 SEM 照片 (a) 1# 钢; (b) 2# 钢; (c) 3# 钢

Fig. 4 SEM images of tested steels holding at 520℃ (a) 1# steel; (b) 2# steel; (c) 3# steel

利用 FE-SEM 的内置二次探针 InLens 模式,可以清晰的观察组织中析出相的分布情况。将图 3(a), (b), (c) 中白色圆圈部位进行更高倍数的放大,如图 3 (a'), (b'), (c') 所示。在图中可以清晰地看到分布在基体上的细小的析出颗粒,1# 实验钢中细小析出相数量较少,同时存在方形的析出相其尺寸在 200nm 左右,如图 3(a') 所示。在图 3 (b'), (c') 中可以观察到大量弥散分布的细小析出相,析出相多呈圆球或者椭

球形,析出相尺寸在 5~20nm 之间。这说明 Ti 含量的增加不但使析出颗粒尺寸减小,同时也增加了析出相的体积分数。

不同微合金含量实验钢显微组织 TEM 照片如图 5,6 所示。从图 5,6 可看出:实验钢的内部亚结构为具有小角晶界的贝氏体铁素体板条,这些板条平行排列组成板条束,板条的边界不太平直,板条内存在大量高密度的位错,且位错密度不均匀。位错的形态分为

两类^[9]：一类是相互缠结成团的高密度位错区，在位错线上分布着很多细小的析出颗粒。由于析出相对位错具有“钉扎”作用，所以在随后的保温过程中位错的回复现象并不明显；另一类是分布比较均匀，不相互缠结的位错区，这类位错上没有析出物，故在很长时间保温后会有一定程度的回复现象。在图 5 中可以发现，当保温温度相同时，2[#]，3[#] 实验钢中贝氏体板条宽度差别较小。对比图 5 和图 6，随着保温温度的增加，板条宽度变宽，板条内部的位错密度减小，这是由于保温温度越高，位错的回复现象越明显。与 2[#] 和 3[#] 钢相比，1[#] 钢中贝

氏体板条宽度明显增加。保温温度为 450℃ 时，2[#]，3[#] 实验钢贝氏体板条宽度在 200~300nm 之间，而 1[#] 钢贝氏体板条宽度在 250~400nm 之间。保温温度为 520℃ 时，1[#] 钢贝氏体板条宽度增大至 300~500nm。因为 2[#]，3[#] 实验钢中 Ti 及 Ti-V 含量较高，在奥氏体区轧制过程中，由于采用大压下量，会有部分的细小 Ti(C,N) 或者 (Ti,V)(C,N) 因应变诱导而析出^[10]，这种析出相对奥氏体晶界有“钉扎”作用，阻止了奥氏体晶粒的长大。细化的奥氏体晶粒转变为细小的贝氏体组织，在亚结构上则表现为细小的贝氏体板条^[11]。

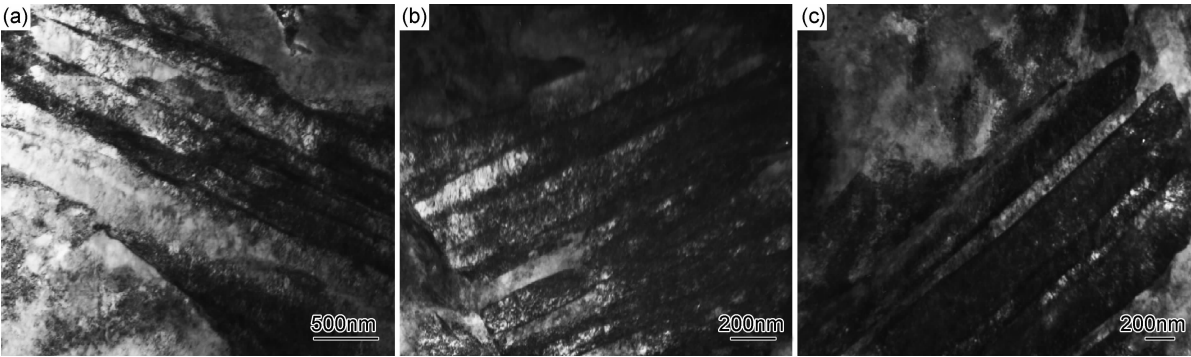


图 5 实验钢在 450℃ 下保温的 TEM 照片 (a)1[#] 钢；(b)2[#] 钢；(c)3[#] 钢
Fig. 5 TEM images of tested steels holding at 450℃ (a)1[#] steel；(b)2[#] steel；(c)3[#] steel

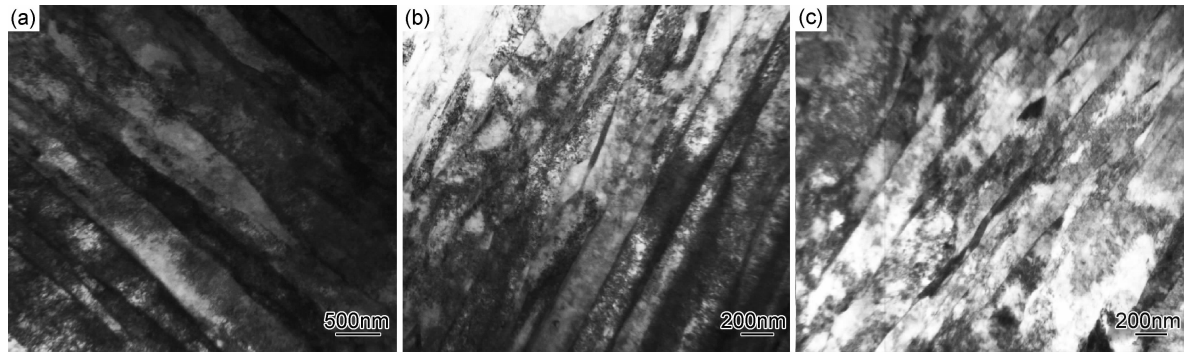


图 6 实验钢在 520℃ 下保温的 TEM 照片 (a)1[#] 钢；(b)2[#] 钢；(c)3[#] 钢
Fig. 6 TEM images of tested steels holding at 520℃ (a)1[#] steel；(b)2[#] steel；(c)3[#] steel

2.3 析出相分析

透射薄膜样品可以清楚地观察析出相在基体中析出位置，2[#]，3[#] 实验钢在 450℃ 和 520℃ 保温时的 TEM 薄膜试样照片，如图 7 和图 8 所示。由图 7、8 可知，细小析出相呈碟片状，在基体中弥散分布，沿位错线析出的细小颗粒较多，甚至出现了在一条位错线上成串析出现象。对析出相的尺寸统计发现，在 450℃ 保温，2[#]，3[#] 实验钢析出颗粒平均直径分别为 4.5、4.7nm；520℃ 保温，2[#]，3[#] 钢的析出相平均直径分别为 5.3、5.6nm。可见，保温温度的升高使得析出相尺寸增大。对图 8(b)中的较大析出相进行衍射斑标

定，结果显示析出相与基体存在 B-N 关系。图 8(c)是 3[#] 实验钢在 520℃ 保温时高分辨透射电镜下的个位纳米粒子与基体共格关系，图中纳米粒子的尺寸约为 5nm，可以看出析出颗粒与基体呈共格或者至少半共格关系。

利用碳萃取复型试样可以更清晰的观察析出相的形貌、尺寸及形态。图 9(a)，(b)为 1[#] 实验钢在 520℃ 保温，基体中存在的不同形态的析出相。图 9(a)中析出相呈长方形，尺寸约为 300nm×200nm，经能谱分析为 TiN，这种析出相在场发射扫描电镜下也能观察到。在图 9(b)中存在两种类型的析出相，一种为近似于圆

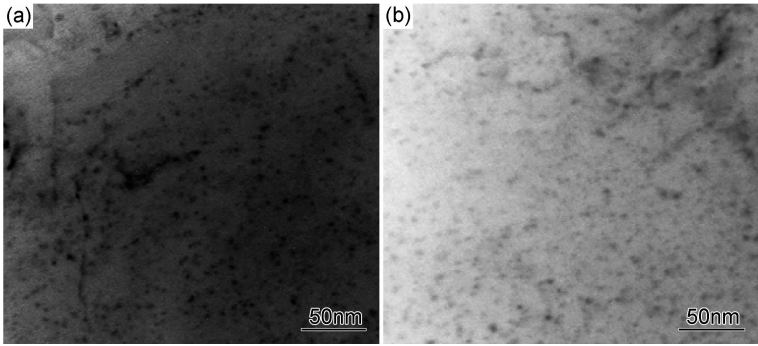


图 7 在 450℃下保温的薄膜样品 TEM 照片 (a)2# 钢;(b)3# 钢

Fig. 7 TEM images of thin films samples holding at 450℃ (a)2# steel;(b)3# steel

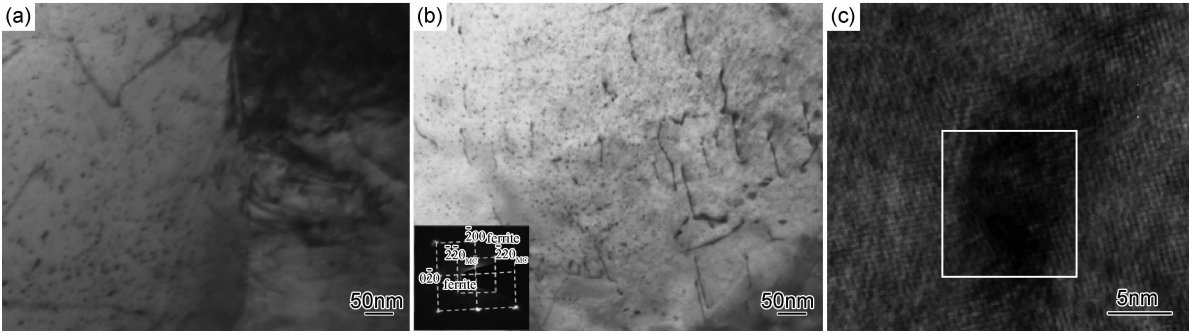


图 8 在 520℃下保温的薄膜样品 TEM 照片 (a)2# 钢;(b)3# 钢;(c)3# 钢 HR-TEM

Fig. 8 TEM images of thin films samples holding at 520℃ (a)2# steel;(b)3# steel;(c)HR-TEM image of 3# steel

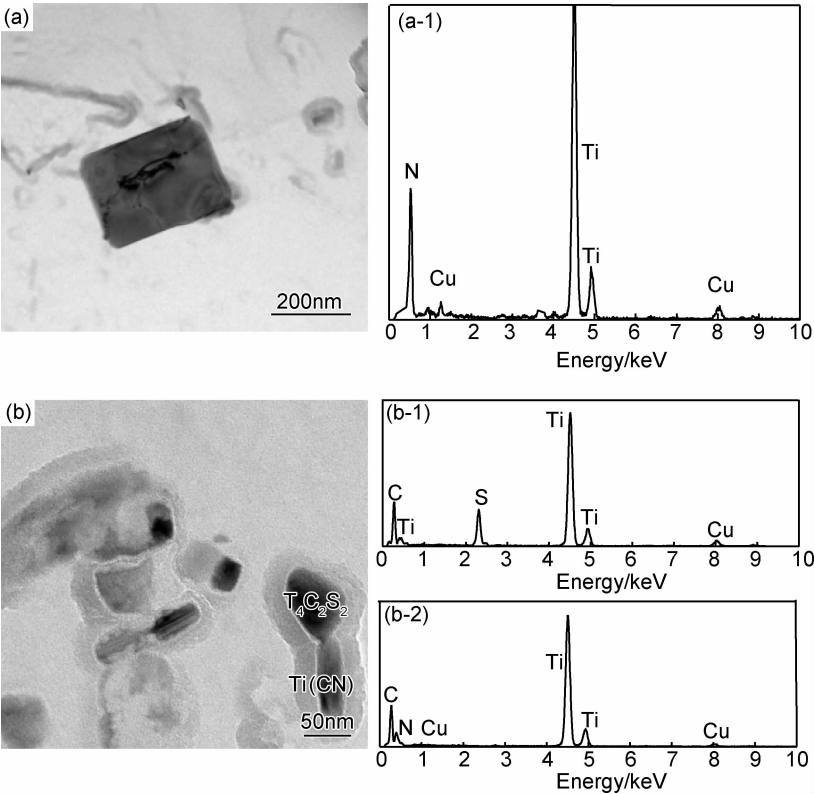


图 9 1# 钢在 520℃保温析出颗粒的 TEM 照片和 EDS 谱图 (a)TiN 的 TEM 形貌;

(a-1)TiN 的 EDS;(b)不同析出相 TEM 形貌;(b-1) $T_4C_2S_2$ 的 EDS;(b-2)Ti(CN)的 EDS

Fig. 9 TEM images and EDS spectra showing precipitation particles holding at 520℃ of 1# steel

(a)TEM morphology of TiN;(a-1)EDS spectrum of TiN;(b)TEM morphology of precipitate;

(b-1)EDS spectrum of $T_4C_2S_2$;(b-2)EDS spectrum of Ti(CN)

形,但带有尖角,能谱分析中检测出含有 S。S 可以和钢中的 Ti 形成 TiS 或者 $Ti_4C_2S_2$ 。在奥氏体中 $Ti_4C_2S_2$ 的相变驱动力远大于 TiS 的相变驱动力^[12]。因此,奥氏体中形成 Ti 的 S 化物主要是 $Ti_4C_2S_2$,也可能存在少量的 $Ti_4C_2S_2$ 和 TiS 的复合析出;另外一种为长条形,能谱分析为 Ti(C,N),这两种析出物成串析出。

图 10(a),(b) 为 2[#] 和 3[#] 实验钢在 450℃ 保温时

的萃取复型照片。由图 10 可以看出,两种实验钢基体中弥散分布大量细小析出相,析出相尺寸在 2~20nm 之间,对 2[#] 实验中不同尺寸的析出相进行能谱分析(Cu 元素是由于萃取时铜网造成),发现尺寸小于 10nm 的为 (Ti, Mo)C 复合析出相;尺寸较大的(>15nm)析出相为 TiC。同时对 3[#] 实验钢中的 10nm 以下析出相进行 EDS 分析,结果显示析出相含有 Ti, Mo, V 三种元素,三种元素的原子比约为 6 : 2.4 : 1。

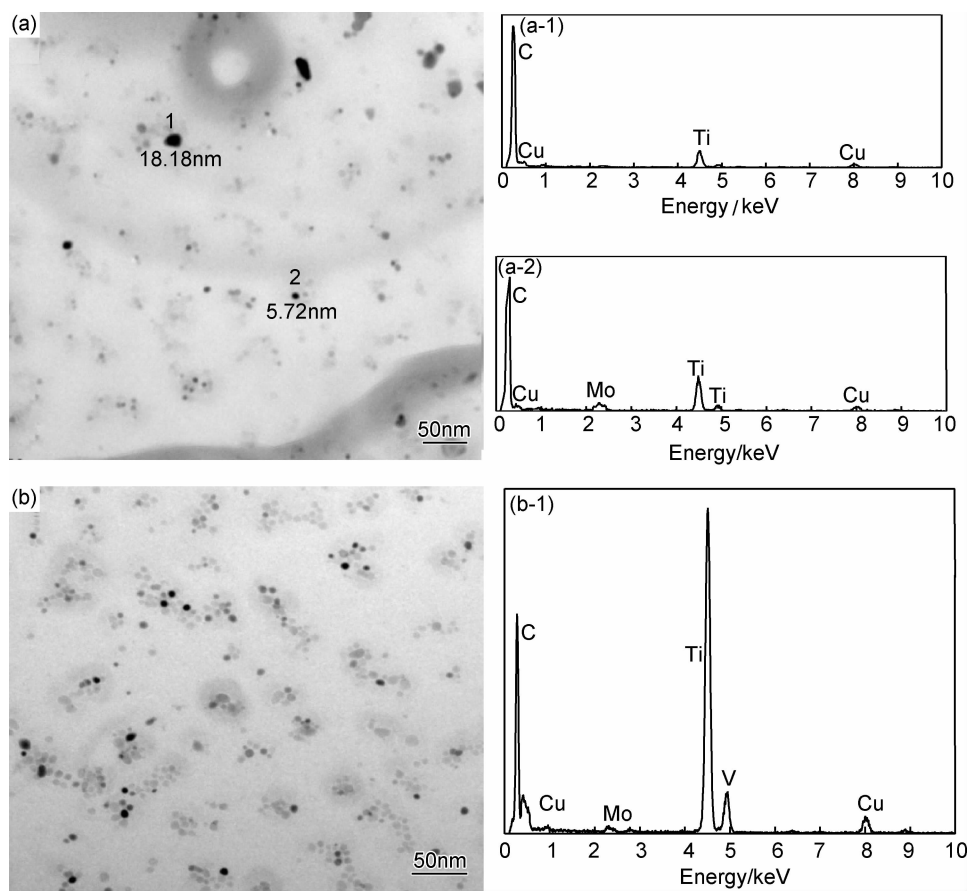


图 10 实验钢 450℃ 下保温析出颗粒的 TEM 照片及 EDS 谱图

(a) 2[#] 钢; (a-1) TiC 的 EDS; (a-2) (Ti, Mo)C 的 EDS; (b) 3[#] 钢; (b-1) (Ti, V, Mo)C 的 EDS

Fig. 10 TEM images and EDS spectra showing precipitation particles holding at 450℃

(a) 2[#] steel; (a-1) EDS spectrum of TiC; (a-2) EDS spectrum of (Ti, Mo)C; (b) 3[#] steel; (b-1) EDS spectrum of (Ti, V, Mo)C

3 分析与讨论

由图 3 和图 4 可知,三种实验钢在 450, 520℃ 保温,组织都为粒状贝氏体,在 450℃ 保温粒状贝氏体中的铁素体晶粒呈长条状;在 520℃ 保温,铁素体则呈等轴状。在同一保温温度下,实验钢的强度随 Ti 含量的增加而升高,伸长率下降。不同 Ti 含量实验钢中析出相也有较大区别。Ti 元素的活性较强,钛与合金元素的亲和力从大到小的顺序是:O, N, S, C, 即 Ti 的各类化合物稳定性递减的顺序为 $Ti_2O_3 \rightarrow TiN \rightarrow Ti_4C_2S_2$

$\rightarrow Ti(CN) \rightarrow TiC$, 而 Ti_2O_3 是在冶炼过程出现^[13]。在奥氏体中析出的 Ti 含量多少直接影响着 TiC 在低温区析出强化效果,当 Ti 含量高于一定值,即超出 Ti/N 理想化学配比 3.4,较多的钛在奥氏体中以固溶的方式存在,而在轧后冷却过程中或者低温相变区钛以细小的 TiC 形式析出,起到沉淀强化的作用。根据公式^[10] (1), (2) 计算三种实验钢在 1250℃ 加热时, C, Ti, N 在钢中的固溶量,如表 2 所示。由表 2 可以看出,与高 Ti 含量的实验钢相比,低 Ti 含量的 1[#] 实验钢在 1250℃ 时,仍固溶较多的 N 元素,而 Ti 元素的固

容量较少,故在随后的轧制过程中 1[#] 钢中的 Ti 主要在奥氏体以 TiN 或者 Ti(C,N)形式析出,而在贝氏体区析出的量较少。

lg [Ti] · [C] / x = 2.75 - 7000 / T (1)

lg [Ti] · [N] / x = 0.32 - 8000 / T (2)

表 2 实验钢在 1250℃ 时 Ti,C,N 的固溶量(质量分数/%)
Table 2 The content of Ti, C and N in solid solution at 1250℃ (mass fraction/%)

No	Initial composition			Soild solution at 1250℃		
	C	Ti	N	C	Ti	N
1 [#]	0.045	0.023	0.0069	0.0449	0.00739	0.0015400
2 [#]	0.042	0.170	0.0067	0.0386	0.14620	0.0000481
3 [#]	0.044	0.180	0.0065	0.0411	0.14250	0.0000480

钛量较高的 2[#] 和 3[#] 实验钢,在轧制过程中也会有少量的 Ti(C,N)粒子因形变诱导而析出,在奥氏体区析出的颗粒能阻止奥氏体的再结晶过程,细化奥氏体晶粒,从而得到更细小的贝氏体组织。当在实验钢中添加 Mo 元素后,由于 Mo 的碳化物在奥氏体中的固溶度较高,比铁素体区大 3 个数量级^[14],所以 Mo 不在奥氏体区析出,而是在奥氏体转变为铁素体或者贝氏体后,与 Ti 复合析出。由于保温温度较低,形核驱动力随着过冷度的增加而增大,形核临界尺寸则减小,而低温转变相贝氏体中存在大量的位错,这又为析出相形核析出提供了有利位置,所以在 450℃ 和 520℃ 能够析出尺寸细小的 (Ti,Mo)C 复合析出相,且析出相的尺寸在 10nm 以下,可以起到明显的析出强化作用。

3[#] 实验钢中含有 0.13% 的 V 和 0.18% 的 Ti,但强度比 2[#] 实验钢并没有太多的提高。首先,由于 3[#] 钢中固溶的 N 含量较少,而 TiN 析出温度要高于 VN,在奥氏体高温阶段 N 首先和 Ti 结合形成 TiN,消耗了大量的 N 元素,在轧制阶段析出的 VN 较少,对奥氏体晶粒钉扎作用较小,所以 2[#] 和 3[#] 实验钢的晶粒大小差别不大。由于碳化物的强度非常高^[15,16],根据 Orowan 强化机制,基体内的位错不能够切割这些硬度极高的析出物,必须绕过它们。析出相沉淀强化效果主要取决于析出相的尺寸和体积分数,在图 8 中可以看出,在同一保温温度下 2[#] 和 3[#] 实验钢中析出相尺寸相差不大。虽然 3[#] 钢中添加的微合金元素多于 2[#] 钢,但析出颗粒的体积分数没有明显的增多,原因是:实验钢中虽有较多的 V 元素,只有在钢中添加较多的 N 元素的情况下才能充分发挥 V 的析出强化作用,这一点已经被很多研究证实^[17,18]。3[#] 实验钢中的 N 含量较低,所以 V 无法充分发挥其析出强化效

果。在图 10 中 EDS 分析也没有发现只含有 V 元素的析出相颗粒,说明在 3[#] 钢中的 V 析出可能是以 TiC 或者 (Ti,Mo)C 为核点析出的,从而形成了 Ti-V 复合析出相,故 V 的析出对析出相的体积分数影响较小,故 3[#] 实验钢的强度比 2[#] 钢仅提高了 30~40MPa。

图 8(b)中析出物的位向与基体存在的相关性为:001_{M(C,N)}//001_{α-Fe}, [010]_{M(C,N)}// [110]_{α-Fe},可见,析出相与基体呈 B-N 关系。如果析出相是在奥氏体区析出,则与基体呈 K-S 关系^[19],故可确定基体中细小的弥散析出物的析出现象发生在奥氏体转变成贝氏体后。通过高分辨透射电镜观察了 3[#] 钢中复合析出相与基体的共格关系,发现这种尺寸在 5nm 左右析出相与基体仍然保持着共格或者半共格关系。根据文献^[10],颗粒粗化速度随界面能的增大而增大,由于碳化物与基体处于共格或者半共格关系时的界面能小于处于非共格关系时的界面能,则与基体处于共格状态的碳化物长大速度要小于非共格条件下的粗化速度;另外,(Ti,Mo)C 或 (Ti,V,Mo)C 复合析出物进入粗化阶段时,需要从基体中同时提供两种以上的微合金元素进入碳化物中以提供碳化物成长,但是,扩散度的差异使得扩散速度不同的原子需要较长时间的扩散,才可以达到其平衡位置而使碳化物成长^[20]。上述分析说明复合的碳化物有更好的热稳定性。

4 结论

(1)不同 Ti 含量的实验钢在 450℃ 和 520℃ 保温,组织主要是粒状贝氏体。在 450℃ 保温,2[#], 3[#] 实验钢中贝氏体板条宽度差别较小,平均宽度约为 200nm;在 520℃ 保温,2[#], 3[#] 实验钢中贝氏体板条平均宽度约为 300nm。

(2)在 450℃ 和 520℃ 保温,2[#] 实验钢的屈服强度比 1[#] 实验钢分别提高了 177,157MPa;3[#] 实验钢的屈服强度比 1[#] 实验钢分别提高了 220,192MPa。主要原因是高 Ti 含量实验钢基体内存在大量小于 10nm 的 (Ti,Mo)C 或 (Ti,V,Mo)C 析出相,具有较强的沉淀强化效果。

(3)实验钢中不同尺寸的析出相中化学成分不同,低 Ti 含量的实验钢中析出相尺寸较大,尺寸在 50~100nm 之间的为 Ti₄C₂S₂ 或者 Ti(CN);尺寸大于 200nm 的为 TiN;高 Ti 含量实验钢基体中存在大量细小弥散的析出相,尺寸小于 10nm 的为 (Ti,Mo)C 或 (Ti,V,Mo)C 复合析出相;尺寸大于 15nm 析出相为 TiC。复合析出相的扩散速率较慢,具有较强的热稳定性。

参考文献

- [1] 赵四新,姚连登. Ti 和 Nb-Ti 微合金化高强度钢中 Ti 的析出行为[J]. 材料热处理学报,2010,31(12):71-79.
ZHAO S X, YAO L D. Precipitation behavior of Ti in Ti and Nb-Ti microalloyed high strength steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2010,31(12):71-79.
- [2] OUCHI C. Development of steel plates by intensive use of TMCP and direct quenching processes[J]. ISIJ International, 2001, 41(6): 542-553.
- [3] NOBUO S, SHINJI M, SHIGERU E. Recent development in microstructural control technologies through the thermal-mechanical control process (TMCP) with JFE steel's high performance plates[J]. JFE Technical Report, 2008, (11): 1-6.
- [4] 毛新平,孙新军,康永林,等. 薄板坯连铸连轧 Ti 微合金化钢的物理冶金学特征[J]. 金属学报, 2006, 42(10): 1091-1095.
MAO X P, SUN X J, KANG Y L, et al. Physical metallurgy for the titanium microalloyed strip produced by thin slab casting and rolling process[J]. Acta Metallurgical Sinica, 2006, 42(10): 1091-1095.
- [5] CHARLEUX M, POOLE W J. Precipitation behavior and its effect on strengthening of an HSLA-Nb/Ti steel[J]. Metall Mater Trans A, 2001, 32(7): 1635-1647.
- [6] DESCHAMPS A, DANOIX F, GEUSER F D, et al. Low temperature precipitation kinetics of niobium nitride platelets in Fe [J]. Mater Lett, 2011, 65 (14): 2265-2268.
- [7] XIE Y, ZHENG T, CAIMNEY J M, et al. Strengthening from Nb-rich clusters in a Nb-microalloyed steel [J]. Scripta Mater, 2012, 66 (9): 710-713.
- [8] 李静宇,韦弦,于爱民,等. 终冷温度对低碳贝氏体钢组织和性能的影响[J]. 物理测试, 2008, 26(6): 13-20.
LI J Y, WEI X, YU A M, et al. Effect of final cooling temperature on microstructure and property of low-carbon bainitic steel [J]. Physics Examination and Testing, 2008, 26(6): 13-20.
- [9] 武会宾,尚成嘉,杨善武,等. 超细化低碳贝氏体钢的回火组织及力学性能[J]. 金属学报, 2004, 40(11): 1143-1150.
WU H B, SHANG C J, YANG S W, et al. Tempering microstructures and mechanical properties of ultra-fine low carbon bainitic steel[J]. Acta Metallurgical Sinica, 2004, 40(11): 1143-1150.
- [10] 雍岐龙. 钢铁材料中的第二相[M]. 北京:冶金工业出版社, 2006.
YONG Q L. The Second Phase of Steel and Iron Material[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006.
- [11] CIZEK P, WYNNE B P, DAVIES C H, et al. Effect of composition and austenite deformation on the transformation characteristics of low carbon and ultra-low carbon microalloyed steels[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33(5): 1331-1349.
- [12] LIU W J, JONAS J, BOUCHARD D, et al. Gibbs energies of formation of TiS and $Ti_4C_2S_2$ in austenite[J]. ISIJ International, 1990, 30 (11): 985-990.
- [13] MAO X P, HUO X D, SUN X J, et al. Strengthening mechanisms of a new 700MPa hot rolled Ti-microalloyed steel produced by compact strip production[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210(12): 1660-1666.
- [14] 吴静,张恒华. 铌微合金钢析出相的形成与长大规律[J]. 金属热处理, 2011, 36(4): 4-7.
WU J, ZHANG H H. Formation and growth rules of precipitate in niobium micro-alloyed steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2011, 36(4): 4-7.
- [15] 余伟. 针状铁素体管线钢控轧控冷工艺及碳氮化物析出规律研究[D]. 北京:北京科技大学, 2008.
YU W. Study on TMCP process and precipitation of carbonitride of acicular ferrite pipeline steel[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2008.
- [16] ARDO D. Micro-alloyed strip steels for the 21st century [J]. Materials Science Forum, 1998, 284(15): 15-26.
- [17] 刘建. 钒氮微合金化对高强度热轧钢板组织与性能的影响[D]. 昆明:昆明理工大学, 2006.
LIU J. Study on the effect of V-N microalloyed on microstructure and properties of high strength hot rolled sheet [D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2006.
- [18] LI Y, CROWTHER D N, MITCHELL P S, et al. The evolution of microstructure during thin slab direct rolling processing in vanadium microalloyed steels [J]. ISIJ International, 2002, 42(6): 636-644.
- [19] HUNG W Y, CHING Y H, JER R Y. Characterization of inter-phase-precipitated nanometer-sized carbides in a Ti-Mo-bearing steel [J]. Scripta Materialia, 2009, 61(6): 616-619.
- [20] 焦增宝,刘锦川. 新型纳米强化超高强度钢的研究与进展[J]. 中国材料进展, 2011, 30(12): 6-11.
JIAO Z B, LIU J C. Research and development of advanced nano-precipitate strengthened ultra-high strength steels[J]. Materials China, 2011, 30(12): 6-11.

收稿日期:2013-02-20;修订日期:2014-08-28

通讯作者:李晓林(1985—),男,工程师,研究方向为热轧高强度钢品种开发,联系地址:北京市石景山区杨庄大街 69 号首钢技术研究院(100043),E-mail:lixiaolinwork@163.com