低碳锰钛铌微合金钢的显微组织与力学性能关系的研究

李佩侠 刘仁才

（鞍钢钢铁研究所）

热轧12MnTiNb钢，由于冲击韧性不好，必须采用正火热处理方法来加以改善。当钢中碳化物或碳氮化物的体积百分含量一定时，在某一温度下，阻止钢中奥氏体晶粒长大的这些质点有一临界尺寸。所以钢由900℃到1000℃正火时，有相当好的低温冲击韧性，低碳锰钛钢中加入微量的铌可以进一步细化奥氏体晶粒。根据Hall－Petch公式，对950，1000，1100℃正火钢的屈服强度诸项强化因素的影响进行了定量估算，与拉力实验结果基本一致。

一、引 言

微合金钢通过细化晶粒和沉淀强化，既提高了钢的强度，又改善了钢的冲击韧性。在12MnTiNb钢中加入0.15%Ti，一方面可以固定钢中的氮和改变钢中硫化物的形状，另一方面还可以细化钢中奥氏体晶粒和形成弥散的TiC质点来强化铁素体基体。加入微量的铌可以进一步细化钢的奥氏体晶粒，达到提高强度和改善韧性的目的。通过常规的加热和轧制方法，钢板的机械性能不可能达到标准的要求，必须采用正火处理方法来加以改善。不同的再加热温度必将对钢的奥氏体晶粒尺寸和转变后的显微组织产生重要影响。本文对12MnTiNb钢不同的再加热温度冷却时所产生的显微组织与力学性能之间的关系进行了比较细致的研究。

二、试验材料

试验钢的化学成份见表1，为了分别了解Ti和Nb在钢中的作用，取09MnTi和16Mn钢进行对比实验。

12MnTiNb和09MnTi钢在150t转炉

试验钢的化学成份（wt%） 表1

炉罐号	钢种	C	Si	Mn	P	S	Ti	Nb	N
851D 0463	12MnTiNb	0.13	0.48	1.52	0.016	0.005	0.15	0.024	0.0095
851D 2643	09MnTi	0.07	0.32	0.94	0.009	0.017	0.23	—	—
8418 1226甲	16Mn	0.13	0.34	1.31	0.015	0.0019	—	—	—

冶炼，浇铸成10.6t钢锭，经过均热后；轧成200 和 120mm 的板坯，又经过1260～1300℃的再加热，采用常规的轧制方法，分别轧制成20和18mm厚的钢板。16Mn钢是由300t平炉熔炼，轧成20mm钢板。

三、实验方法

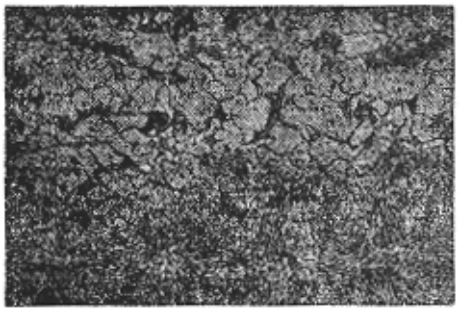
用光学显微镜观察测量了热轧和正火钢的显微组织、夹杂物和晶粒尺寸。为了显示钢的奥氏体晶粒度，将不同的再加热温度下淬火的金相试样（尺寸为20×20×20mm）；在70—80℃的苦味酸水溶液加入少量活性介质的试剂中浸蚀数秒钟，在光学显微镜下，用弦割法测量其平均奥氏体晶粒尺寸。对金相试样，用同样的方法，测定其平均铁素体晶粒尺寸。用透射电子显微镜金属薄膜法与复型法观察和分析在不同的再加热温度下淬火和正火试样中碳化物和氮化物的大小，分布，结构及其对原奥氏体晶界的钉扎作用和对铁素体的弥散强化效应以及相变的显微组织等。

将热轧钢板，锯成试样毛坯，在箱式电炉中作各种热处理实验，加热温度由800℃到1250℃，每隔50℃为一组试样，所有试样均保温30min。淬火是在水或盐水中进行的。热处理以后的试样，还进行了碳化物和氮化物化学定量相分析以及拉力和V型缺口冲击性能检验。为了了解在不同的再加热温度下和空冷试样中碳化物、氮化物和其它夹杂物的数量，进行了碳化物、氮化物化学定量相分析（酸溶法）。

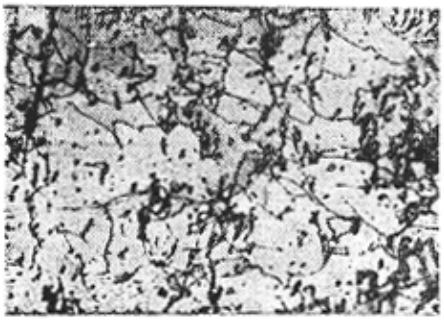
四、实验结果与讨论

（一）热轧钢板的显微组织和力学性能

12MnTiNb热轧钢板的显微组织为铁素体；少量珠光体和极少量的粒状贝氏体；如照片 1 所示。晶粒比较粗大，其平均尺寸为18μm，并在铁素体基体上分布着较高的位错密度，在位错线上有碳化物析出，如照片 2 所示。这样的显微组织使钢的力学性能，特别是低温性能不好，冲击功往往只有 2 —30J，达不到标准要求。造成热轧钢板冲击韧性不好的根本原因是钢坯采用高温加热，高温轧制和高的终轧温度，奥氏体已经发生了再结晶和晶粒长大。而钢中加入的微量合金元素是在低温奥氏体区域和在转变时或转变后的铁素体中析出的，这样就起不到细化奥氏体晶粒的作用〔1—3〕。同时在转变后的铁素体中位错线上析出碳化物，钉扎位错，使钢难以变形，造成钢的冲击韧性降低〔4〕。



照片1　12MnTiNb热轧钢板的显微组织，光学显微镜照片，　200×



照片2　12MnTiNb热轧钢板铁素体中的位错线，及在位错线上析出的碳化物，透射电镜金属薄膜照片

（二）正火钢的再加热温度对奥氏体晶粒尺寸的影响

12MnTiNb钢是采用再加热正火的方法来发挥钛和铌对细化奥氏体晶粒作用的。随着钢再加热温度的升高，奥氏体晶粒长大，如图1所示。奥氏体晶粒长大的过程大致可以分为三个阶段〔5—8〕：第一阶段，低于1100℃，奥氏体晶粒尺寸基本不随温度升高而长大，晶粒平均尺寸非常细小（如照片3a所示）约为3—10μm；第二阶段，1100～1200℃，奥氏体晶粒迅速长大，首先在局部区域长大，形成混晶（如照片3b所示），然后长大成为等轴晶粒；第三阶段加热温度高于1200℃时，奥氏体晶粒已经长大成粗大等轴晶粒（如照片3c所示），并且奥氏体长大的速度减慢，接近正常的晶粒长大。钢的再加热温度升高的过程也是钢中细小碳化物质点溶解和大质点长大的合金元素扩散的过程。相对奥氏体晶粒长大的第一阶段，碳化物质点基本上未溶解或溶解很少，如图2所示。此时碳化物质点比较细小弥散。平均尺寸约为20—30nm。奥氏体晶粒长大的第二阶段，碳化物质点大量溶解和明显地粗化（图2和照片4b所示），此时碳化物质点尺寸为50—150nm。在奥氏体长大的第三阶段，碳化物质点大部分已经溶解了，未溶解的已经变成了粗大的TiN颗粒（如照片4c所示）。

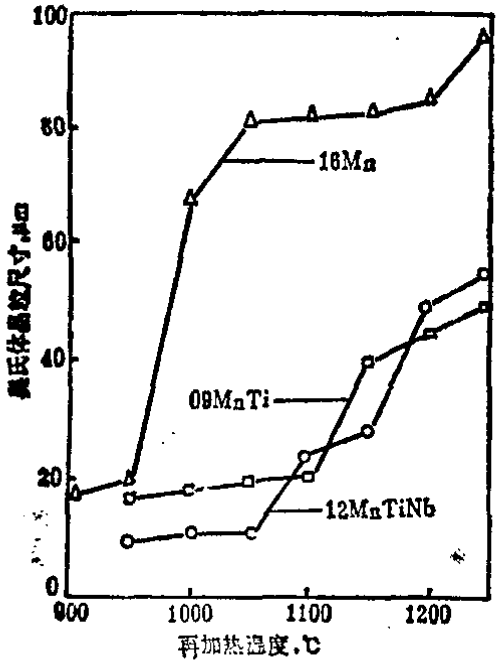
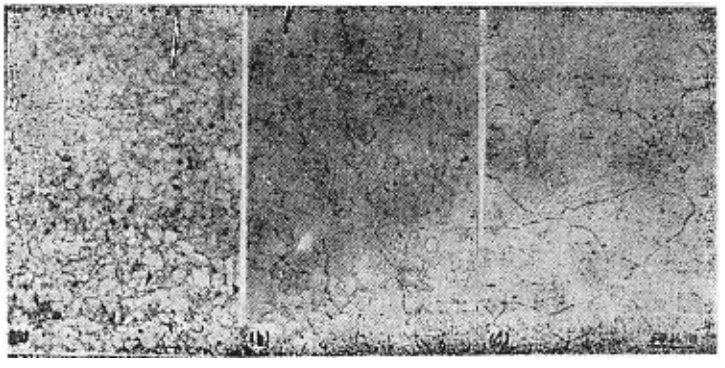


图1 12MnTiNb，09MnTi，16Mn钢再加热温度与奥氏体晶粒尺寸之间的关系

由上述实验结果可以看出，12MnTiNb微合金钢奥氏体晶粒长大完全由碳化物质点大小、分布和体积分量来控制〔9—13〕。那么在1100℃以下，奥氏体晶粒所以没有明显长大，是由于碳化物对奥氏体晶界钉扎作用的结果，如照片5所示。



照片3 12MnTiNb钢分别在a) 1000℃，b) 1100℃，c) 1200℃再加热时奥氏体晶粒度的光学显微镜照片

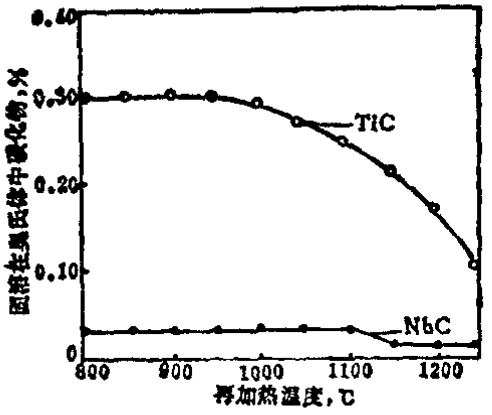


图2　再加热温度与钢中碳化物数量的关系

根据Gladman第二相质点控制晶粒长大的理论公式：

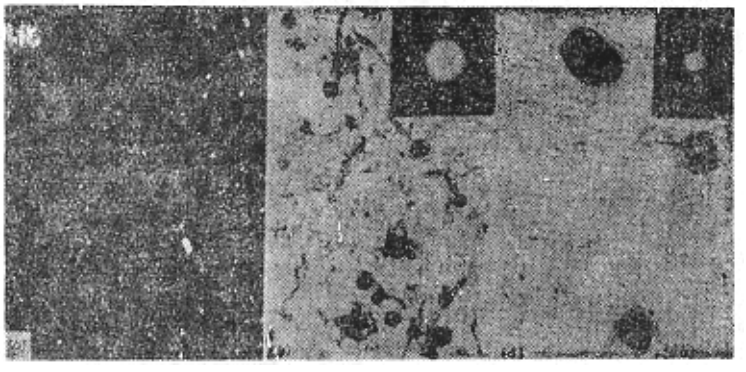
$$r_{临界}=\frac{6\bar{R}_0 f}{\pi}\left(\frac{3}{2}-\frac{2}{Z}\right)^{-1} \qquad (1)$$

式中：r有效地阻止晶粒长大的最大质点尺寸。

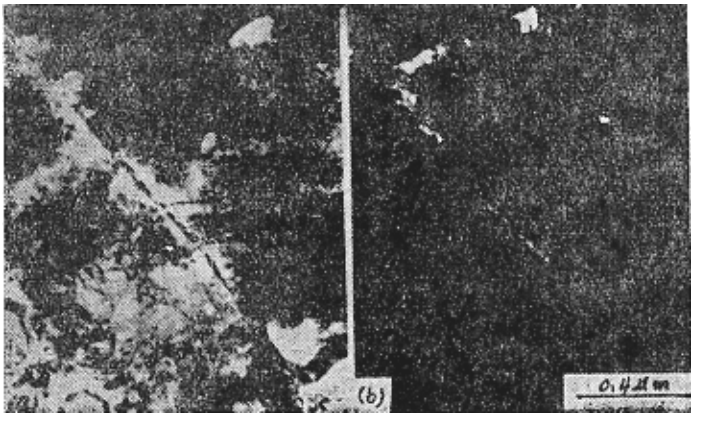
f为第二相质点在基体中所占的体积百分数。

$\bar{R}_0$为长大前基体的晶粒半径。

Z为长大后与长大前的晶粒半径之比。



照片 4　12MnTiNb钢分别在a）1000℃，b）1100℃，c）1200℃再加热时，奥氏体中碳化物的分布



照片 5　在12MnTiNb钢中1000℃加热时，碳化物钉扎原奥氏体晶界，透射电镜金属薄膜　　(a) 明场像　(b) 暗场像

对12MnTiNb钢来说，在1100℃再加热时，由于碳化物在微观区域内分布的不均匀性，首先在颗粒粗大和质点稀少的微观区域内碳化物对奥氏体晶界钉扎作用减弱，奥氏体晶粒开始急剧长大，形成混晶。如果以1100℃作为奥氏体

晶粒开始长大前的温度。取其平均晶粒半径$\overline{R}_0$为11μm；碳化物体积分量f为0.275%，1200℃平均的奥氏体晶粒作为长大后的晶粒，故取其Z值为2.27。将上述有关数值代入公式内，可以求出，在1100℃再加热时能够钉扎住奥氏体晶界的碳化物的临界尺寸$r_{临界}$为100nm或平均间距为700nm。当然钢中碳化物尺寸愈小，体积分量愈大，碳化物对奥氏体晶界钉扎作用愈大，奥氏体晶粒就不容易粗化。在奥氏体长大的第二、三阶段就是由于第二相质点随温度升高逐渐溶解，钉扎作用随之减弱。所以奥氏体晶粒随温度升高而粗化。

在不同的再加热温度下，低于1100℃，12MnTiNb钢的平均奥氏体晶粒比09MnTi要小些（如图1所示），这主要是由于NbC比TiC稳定。随着再加热温度进一步升高，当高于1200℃时，NbC和TiC大部分溶解和粗化（如图2所示）。粗大的碳化物或氮化物对奥氏体晶界无钉扎作用。

12MnTiNb钢铁素体晶粒尺寸，除了与钢的化学成份和冷却速度等条件有关外，还取决于钢再加热时奥氏体晶粒尺寸[14—16]。因为奥氏体转变成铁素体有形核和长大过程。如果奥氏体晶粒愈细，单位面积内总的晶界面积也愈大，铁素体形核几率也愈多，即铁素体晶粒就越细。因此12MnTiNb钢铁素体晶粒尺寸，随着加热温度的升高，与奥氏体晶粒尺寸变化的规律完全相似。如图3和照片6所示。

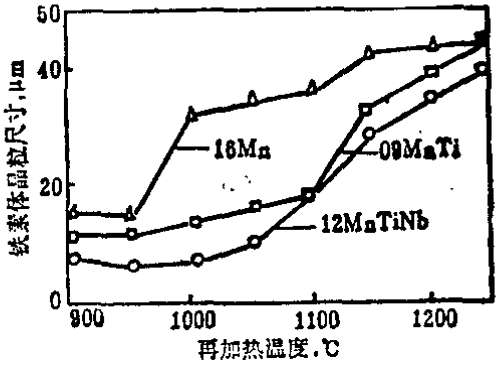
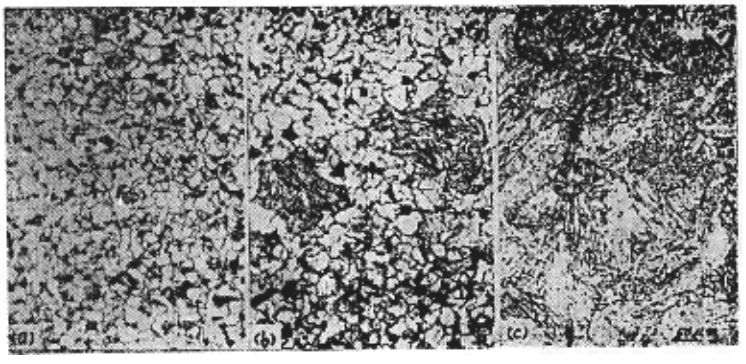


图3 12MnTiNb，09MnTi，16Mn钢再加热温度与铁素体晶粒尺寸的关系



照片6 12MnTiNb钢分别在a）1000℃，b）1100℃，c）1200℃再加热空冷后的铁素体晶粒度

（三）再加热温度对正火钢力学性能的影响

钢的力学性能取决于显微组织[17,18]12MnTiNb钢在900～1000℃正火时，其显微组织为铁素体加少量珠光体（照片6），铁素体晶粒很细小，而在铁素体内的碳化物分布状态、位错密度和合金元素的固溶量都无明显的变化，因此钢的强度保持不变，而冲击韧性具有较高的水平，如图4所示。当钢再加热温度高于1100℃空冷后，铁素体晶粒明显粗化，由于NbC和TiC大量的固溶和粗化，降低了钢的奥氏体转变温度，出现了粒状贝氏体如照片7

所示。铁素体中的位错密度明显地增加，而且在铁素体的位错线上沉淀出碳化物（见照片8）。这进一步强化了铁素体的基体，因此钢的强度升高，而冲击韧性明显地降低。

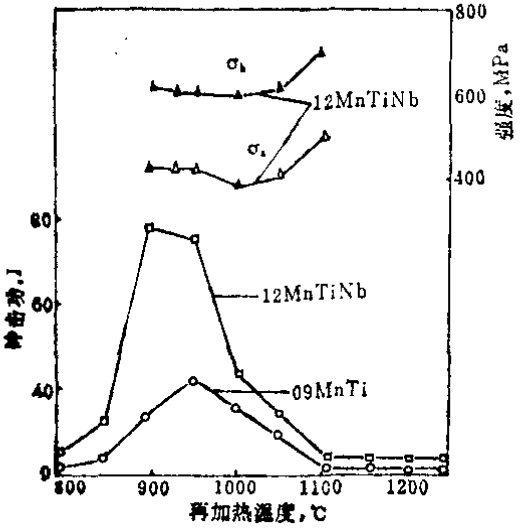
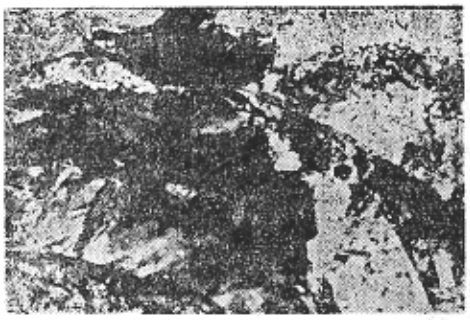


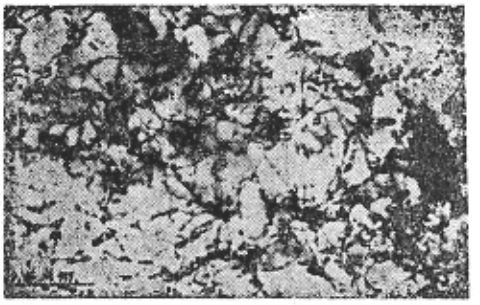
图4　12MnTiNb和09MnTi钢不同的再加热温度对－20℃V型缺口冲击值和强度的影响



照片7　在1100℃再加热冷却时在12MnTiNb钢中出现的粒状贝氏体中的M－A相，透射电镜的明场像，箭头指处是李晶马氏体的李晶线

正火的12MnTiNb钢的强化效应主要来自钢的晶粒细化，弥散强化，固溶强化和位错强化等[19—21]，根据Hall-petch方程式，定量估算了在不同的正火温度下，钢的诸项强化因素对屈服强度的贡献[22—24]。

$$\sigma_y = \sigma_0 + \sigma_P + \sigma_d + \sigma_S + K_y d^{-\frac{1}{2}} \quad (2)$$



照片8　12MnTiNb钢在1100℃再加热时，在转变后的铁素体的位错线上析出的TiC质点，透射电镜的明场像

其中：σ_0为位错运动所要克服的点阵阻力，一般取作27.46MPa，

σ_P为沉淀强化所引起的强度增量，

σ_d为位错分布所引起的强度增量，

σ_S为固溶强化所引起的强度增量，

$K_y d^{-\frac{1}{2}}$为晶粒细化所引起的强度增量，

$$\text{而}\sigma_P = \frac{10Gb}{2.36\pi^{\frac{3}{2}}\bar{\chi}} f^{\frac{1}{2}} \ln\left(\frac{\bar{\chi}}{2b}\right) \quad (3)$$

其中：G为铁素体钢的切变模量，

b为α-Fe的位错柏氏矢量，

$\bar{\chi}$为与滑移面交割粒子的平均直径，

f为基体中粒子的体积分量。

$$\text{而}\ \sigma_d = aGb\rho^{\frac{1}{2}} \quad (4)$$

其中：a为比例系数，一般取作0.37，G和b同前

$$\text{而}\rho = \frac{2N}{Lt} \quad (5)$$

其中：L为底片上与位错线交割直线长度，

N为与直线L交割的位错线数目，

t为金属薄膜的厚度。

由上述公式定量地估算了12MnTiNb钢在950℃，1000℃，1100℃正火时，诸

项强化因素对屈服强度的贡献列入表2中，其计算结果与拉力实验结果基本一致。

诸项强化因素所产生的屈服强度增量的定量估计结果 表 2

屈服强度增量，MPa	正火温度，℃		
	950	1000	1100
σ_o	28	28	28
σ_p	70	60	95
σ_d	30	30	135
σ_s	60	60	80
$K_y d^{-\frac{1}{2}}$	243	238	160
$\sigma_y=\Sigma\sigma i$（计算值）	431	416	498
σ_y（实测值）	415	370	520

五、结　论

1. 12MnTiNb热轧钢板的冲击韧性不好是由于晶粒粗化和在铁素体基体的位错线上析出了碳化物，钉扎位错，使钢的变形能力降低。

2. 再加热温度对12MnTiNb钢奥氏体晶粒长大的影响大致可以分成三个阶段，这是由于奥氏体中的碳化物和氮化物对晶界的钉扎作用的结果。当钢在1100℃正火时，为奥氏体晶粒尚未充分均匀长大的最高温度。此时碳化物和氮化物的体积分量为一定时，对阻止奥氏体晶粒长大的碳化物有一个临界尺寸约为100nm。

3. 低C-Mn-Ti钢中加入微量的铌可以进一步细化奥氏体晶粒和铁素体晶粒。

4. 12MnTiNb钢在900～1000℃正火时，在－20℃有相当好的冲击韧性。

5. 根据Hall－petch公式对950，1000，1100℃正火钢的屈服强度诸项强化因素的影响进行了定量估算，与拉力实验结果基本一致。

参 考 文 献

〔1〕 RebertsW.等，高强度低合金钢工艺与应用国际会议论文集，（第一分册）1985，10，P68

〔2〕 Hone R·W·K·，yeombe等，钢铁钒钛译文集，1（1984），P79

〔3〕 雍岐大·郑鲁等．金属学报，Vol·20，1(1984)

〔4〕 Hoogen T·M·，doom等，钢的微合金化及控制轧制，冶金工业出版社，1984，12，P191

〔5〕 Meyer L·等，钢的微合金化及控制轧制，冶金工业出版社，1984，12，P191

〔6〕 Weiss I.等，国外金属材料，1981，9，P17

〔7〕 鞍钢钢铁研究所，中厚板性能译文集，1983，10

〔8〕 Gladman T·等，钢的微合金化及控制轧制，冶金工业出版社，1984，12，P40

〔9〕 佐々间，健人等，国外金属材料，1982，5，P16

（下转第44页）

参　考　文　献

〔1〕 Гольдштейн М.И., Металлы, 4 (1982), 100—105
〔2〕 董成瑞、钱永兰, 15MnMoVNRE钢的淬透性 (内部资料)
〔3〕 肖纪美, 金属的韧性与韧化, 上海科技出版社 P425
〔4〕 董成瑞 钱永兰, 15MnMoVNRE钢的强韧性 (内部资料)
〔5〕 邹国屏, 午阳译丛, 7 (1982), P84

(上接第59页)

〔10〕 Cuddy L.T.等, Austenite grain Coarsening in microalloyed Steels, Met.Trans, 1983 Vol.14A, P1989
〔11〕 小林洋, 笠松裕等, 铁与钢, 1 (1981), Vol.67, P1090
〔12〕 郑炀曾等, 钒钛微合金化钢学术交流论文, 1985, 9
〔13〕 Honeycombe R.W.K, Transformation from austenite in alloy steels, 1976 Institute of Metal Lecture, The metallurgical scienty of AIME, P915
〔14〕 Schall W.等, 钢铁钒钛译丛, 2 (1984), P1
〔15〕 Roberto W., 高强度低合金钢工艺与应用国际会议论文集 (第一分册), 1985, 10, P35
〔16〕 郑炀曾等, 高强度低合金钢工艺与应用国际会议论文集 (第一分册), 1985, 10, P86
〔17〕 Mangonon P.L.等, 钢的微合金化及控制轧制论文集, 1984.12.P74
〔18〕 Akbe M.G.等, 钢铁钒钛译丛, 2 (1984), P27
〔19〕 Nicholson R.B., Effect of second—phose particles on the mechanical properties of steel, The Iron and Steel Institute London, 1971, P1
〔20〕 Gladman T. et al, Effect of second—phase particles on the mechanical properties of steel, The Iron and Steel Institute London, P68
〔21〕 林栋梁, 金属学报, 4 (1978) Vol.19, P1
〔22〕 Honeycombe R.W.K.等, Met.Trans, Vol.7A 7(1976)
〔23〕 Honeycombe R.W.K.等, Met.Trans, Vol.4A, 4 (1976)
〔24〕 Interaction between recrystallization and precipitation during the high temperature, deformation of HSLA steels, Vol.10A, 7 (1979), P831.