含钒钛低合金高强度钢中铁素体的组织转变

高甲生　张万显　阎振荣

（华东冶金学院　东北工学院）

研究了几种低金合高强度钢在连续冷却条件下的铁素体转变。讨论了微合金化元素钒、钛及工艺条件对铁素体的形态、晶粒长大速度和析出反应速度的影响。

前　言

低合金高强度钢多数属于铁素体-珠光体类型，其热轧、控轧或正火后的金相组织为铁素体加少量珠光体。钢的力学性能主要取决于铁素体组织的晶粒大小、形状以至微观结构，通常希望得到均匀等轴细晶粒的铁素体组织，而避免产生针状铁素体或粒状贝氏体。奥氏体向铁素体的转变，对铁素体组织状况起着关键性的作用。因此，研究铁素体的组织转变，对提高低合金高强度钢的强韧性具有重要意义。本工作对含钒、钛的低合金高强度钢在连续冷却条件下的铁素体转变进行了研究，以考察钒、钛和工艺条件的影响。

1　试验方法

试验用钢采用工业生产的15MnV，15MnTi，15MnVTi和不含钒钛的基础钢16Mn。钢的化学成分如表1所示。

试验用钢的化学成分（%）　　表1

钢　号	C	Si	Mn	S	P	V	Ti
16Mn	0.16	0.50	1.55	<0.05	<0.05		
15MnV	0.15	0.48	1.62	0.008	0.014	0.104	0.006
15MnTi	0.15	0.53	1.54	0.01	0.032	0.013	0.143
15MnVTi	0.15	0.58	1.58	0.01	0.043	0.095	0.047

试料均取自14mm厚的板材，经正火后加工成φ10×5mm的试样。

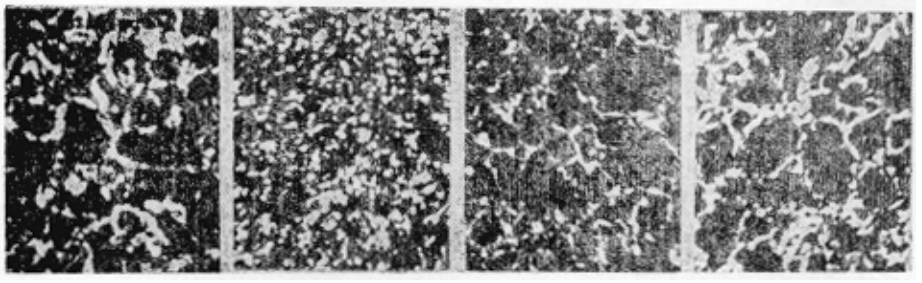
试样经1100℃×10min奥氏体化后，取一组试样淬入食盐水中，用饱和苦味酸水溶液腐蚀原奥氏体晶界。其余试样空冷至850℃，再分别以5℃／min和50℃/min的冷速冷至500℃。在冷却过程中从750℃开始，每隔10～15℃取一组试样淬入食盐水中，以观察铁素体的转变过程。用割线法测量奥氏体晶粒尺寸和铁素体面积率，并测量铁素体晶粒最大尺寸，测量次数均保证在置信度为95%的条件下，相对误差为5%。铁素体晶粒最大尺寸测量方法为：在一个视场中选五个最大的铁素体晶粒，对等轴晶粒取宽度最大的方向测量，对仿晶界形态的晶粒取与晶界相垂直的方向测量，将五个测量值中的最大值作为本视场铁素体晶粒最大尺寸。对同一试样按顺序选取足够多的视场进行测量，将各视场铁素体晶粒最大尺寸的平均值作为该试

样的铁素体晶粒最大尺寸。

2　试验结果

2.1　先共析铁素体的形态

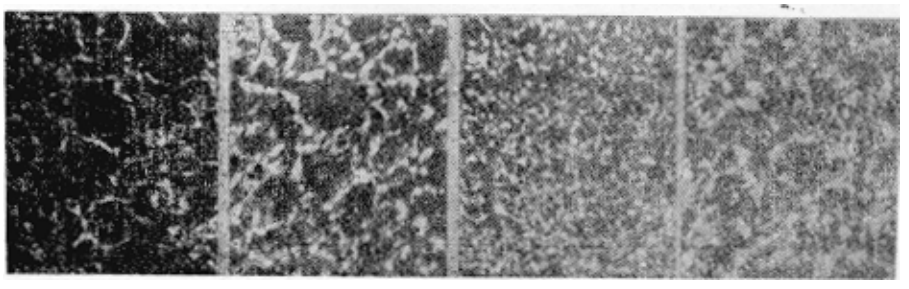
冷速为5℃／min时各钢中铁素体的生长情况如照片1所示。15MnTi钢中的铁素体主要以等轴状析出，不连成网状。其余钢中的铁素体主要以仿晶界形态析出，并连成网状。冷速为50℃／min时各钢中铁素体析出形态不改变，如照片 2 所示。



16Mn　　15MnV　　15MnTi　　15MnVTi

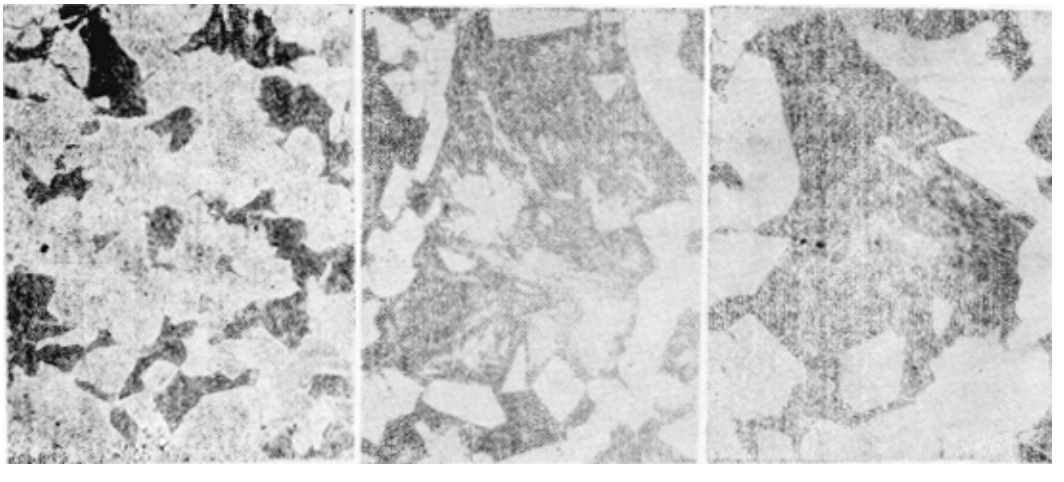
照片1　以5℃／min冷至710℃淬火的金相组织　　×50

对先共析铁素体的边界形状进行了观察。冷速为5℃／min时，随着转变温度的降低，15MnTi钢中铁素体仍保持弯曲边界，而15MnV和15MnVTi钢中铁素体边界已逐渐平直（见照片 3 ）。冷速为50℃／min时，这种现象更加明显，如照片4



16Mn　　15MnV　　15MnTi　　15MnVTi

照片2　以50℃/min冷至670℃淬火的金相组织　　×50



(a) 15MnTi　　(b) 15MnV　　(c) 15MnVTi

照片3　以5℃/min冷至655℃淬火的金相组织　　×370

所示。

2.2 先共析铁素体的晶粒长大

在连续冷却条件下，可用铁素体晶粒最大尺寸随温度的变化来描述铁素体的晶粒长大[1,2]。如图1所示，与基础钢16Mn相比，15MnVTi和15MnV钢具有较大的晶粒长大速度，而15MnTi钢则较小。这种倾向在冷速为5℃/min时尤为明显。

对图1中各条曲线用一元线性回归法进行拟合，得出如下经验公式：

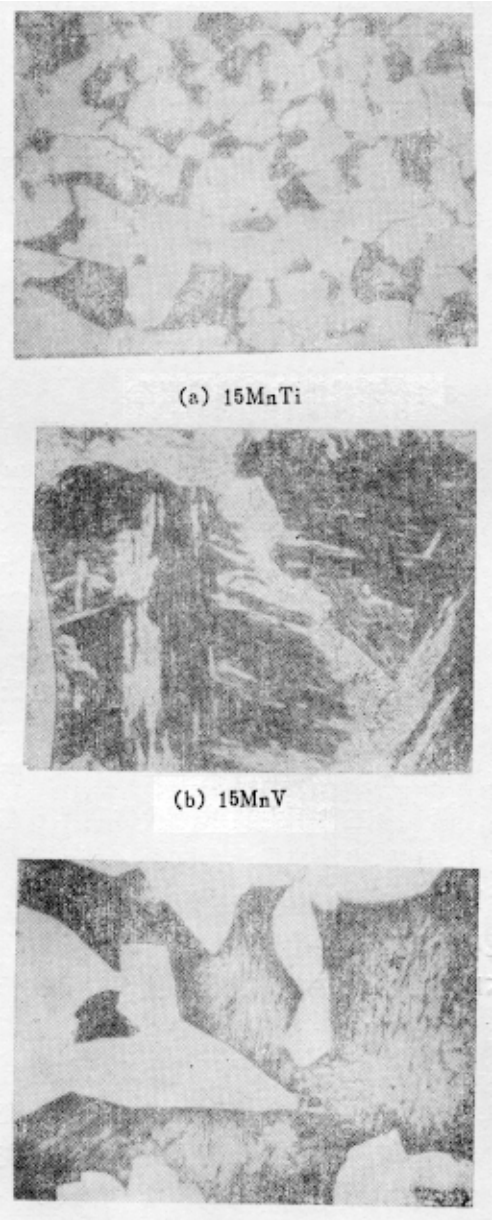
$$d = K\sqrt[3]{t} \qquad (1)$$

式中 d—铁素体晶粒最大尺寸，μm；

t—铁素体长大的时间，min；

K—常数，与成分和冷速有关。

各种钢的K值见表2。



(a) 15MnTi

(b) 15MnV

(c) 15MnVTi

照片4 以50℃/min冷至820℃淬火的金相组织 ×370

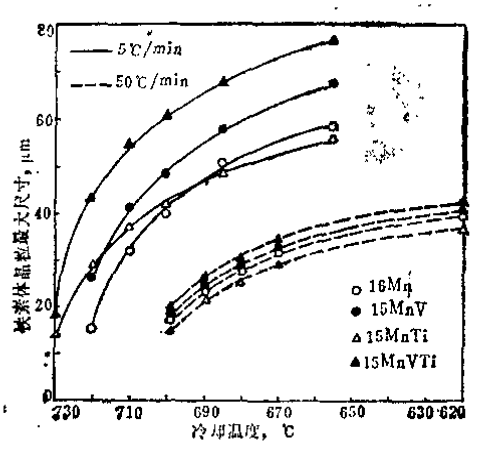


图1 不同冷速下铁素体晶粒长大曲线

不同冷速下各种钢的K值* 表2

冷速 ℃/min	K			
	16Mn	15MnV	15MnTi	15MnVTi
5	25.3	27.9	23.9	30.2
50	33.9	34.5	31.3	35.1

* 相关性检验表明，均为线性相关高度显著或线性相关显著

2.3 先共析铁素体的反应速度

铁素体的面积率（f）随温度变化的曲线如图2,3所示。

由图2,3可见，在冷速为5℃/min时，15MnVTi钢的f值最大，16Mn钢的f值

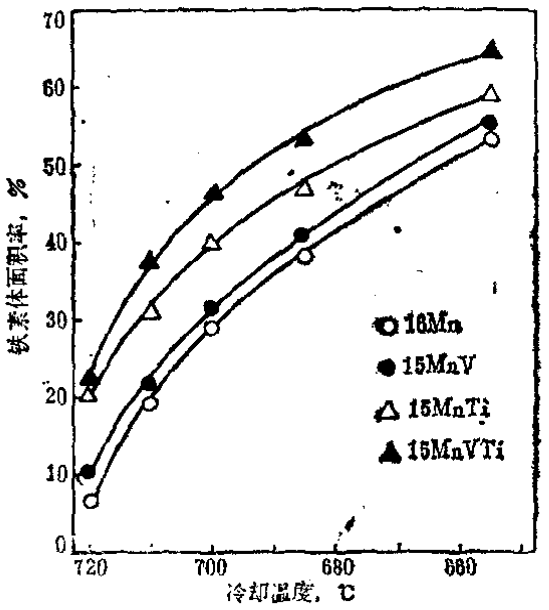


图2　冷速为5℃/min时铁素体面积率的变化

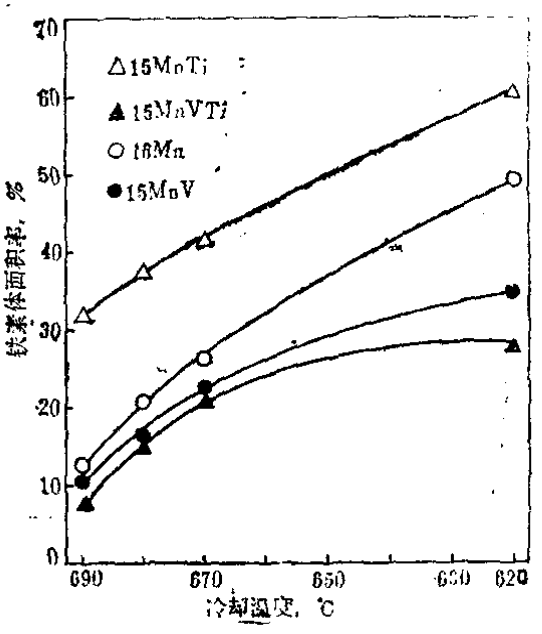


图3　冷速为50℃/min时铁素体面积率的变化

最小；而在冷速为50℃/min时，15MnTi钢的f值最大，15MnVTi钢的f值最小。

对图2中各曲线用一元线性回归法进行拟合，得出如下经验公式：

$$f = K'\sqrt{t} \qquad (2)$$

式中　f—铁素体的面积率，%；

t—铁素体生长时间，min；

K′—常数，与成分有关。

各种钢的K′值见表3。

冷速为5℃/min时各钢的K′值*　表3

16Mn	15MnV	15MnTi	15MnVTi
14.2	14.7	15.7	17.5

*相关性检验表明，均为线性相关高度显著

对图3中各曲线也可用一元线性回归法拟合出经验公式$f = K''t^b$，但对不同的钢种，b值不同。

3　分析与讨论

3.1　先共析铁素体的形态

一般认为，在有利于铁原子自扩散的条件下，即奥氏体晶粒较细、冷速较慢时，生成等轴状铁素体。反之，则生成网状仿晶界形态的铁素体[3]。在本试验条件下，16Mn，15MnV，15MnVTi和15MnTi钢的奥氏体晶粒尺寸分别为67，63，74和26μm。以5℃/min冷却时，原始奥氏体晶粒尺寸对铁素体析出形态的影响如一般规律所示，15MnTi钢主要以等轴状析出，而其余三种钢主要以网状仿晶界形态析出。但是，当冷速增大为50℃/min时，15MnTi钢中铁素体仍主要以等轴状析出，说明在所研究的冷速范围内，冷速的影响不明显。冷却速度增大会降低铁素体的析出温度，有工作表明铁素体析出形态与析出温度有关。如15MnVTi钢925℃加热时具有细小的奥氏体晶粒，700℃等温转变时析出等轴状铁素体；而640℃等温转变时则析出网状仿晶界形态的铁素体[4]。在本试验中，当冷速由5℃/min增大为50℃/min时，15MnTi钢中铁素体析出温度由730℃下降到700℃，但由于此时温度仍较高，故仍以等轴状析出。铁素体的

边界形状与其生长特点密切相关，当铁素体向与之非共格的奥氏体晶内生长时，形成具有弯曲边界的晶粒；当向与之共格的奥氏体晶内生长时，边界为平直形状。对15MnVTi钢的研究表明，只有当原奥氏体晶粒直径大于一个临界尺寸时，才会发生后一种情况[5]。从本试验结果看，具有细小奥氏体晶粒的15MnTi钢在两种冷速下都得到弯曲边界的铁素体晶粒，而其余钢中的铁素体边界都趋于平直，说明试验结果与这个结论相符。

由此可见，在所研究的冷速范围内，铁素体形态主要取决于奥氏体晶粒尺寸的大小。具有细小奥氏体晶粒的15MnTi钢析出具有弯曲边界的等轴状铁素体；而具有粗大奥氏体晶粒的15MnV和15MnVTi钢都析出网状仿晶界铁素体，且边界趋于平直。

3.2 先共析铁素体的晶粒长大

根据固态相变理论，当γ/α相变在温度为T的情况下进行时，α析出相长大距离Z和长大时间t有如下关系[6]：

$$Z = A\sqrt{D^{\gamma}t} \qquad (3)$$

而 $$A = \frac{C_{\gamma} - C_0}{[(C_0 - C_{\alpha})(C_{\gamma} - C_{\alpha})]^{1/2}}$$

式中 C_0—为原奥氏体的碳浓度；

C_{α}，C_{γ}—表示当温度为T时，析出相α的碳浓度和与之平衡的γ相碳浓度；

D^{γ}—为碳在γ相中的扩散系数。

当钒溶入奥氏体后，使A_{r3}升高，因而增大了C_{γ}[2]，记作C_{γ}'。设此时的A值为A′，则有

$$A' = \frac{C'_{\gamma} - C_0}{[(C_0 - C_{\alpha})(C'_{\gamma} - C_{\alpha})]^{1/2}} \qquad (4)$$

容易证明A′＞A，由此可以得出，溶入奥氏体中的钒促进铁素体晶粒长大。

同理，固溶于奥氏体中的钛也具有促进铁素体晶粒长大的作用，因此15MnVTi钢中铁素体晶粒尺寸最大。但是，含0.143% Ti的15MnTi钢，在1100℃奥氏体化时，仍存在着大量的未溶TiC颗粒，不仅在加热时能阻止奥氏体晶粒长大，而且在冷却过程中，阻碍了铁素体晶粒长大[7]，所以该钢的铁素体晶粒显著细化。

3.3 先共析铁素体的反应速度

16Mn，15MnV和15MnVTi三种钢中先共析铁素体均沿奥氏体晶界呈网状析出。因此，只有在铁素体刚开始析出时，已有晶粒的长大和形成新的晶粒才同时进行。随着铁素体的析出，很快就沿奥氏体晶界连成连续网状，新的铁素体晶粒就不再形成，铁素体析出反应靠已有的铁素体晶粒向奥氏体晶内长大而进行。所以，铁素体析出的反应速度受原奥氏体晶粒尺寸和铁素体晶粒长大速度的影响。当冷速为5℃/*min*时，由于铁素体晶粒长大较充分，所以析出的反应速度均较大，同时由于各种钢的晶粒长大速度相差较大，所以铁素体的析出反应速度取决于铁素体的晶粒长大速度；当冷速为50℃/min时，由于铁素体晶粒长大受到抑制，所以析出的反应速度均较小，同时由于各种钢的晶粒长大速度相差不大，所以铁素体的析出反应速度同时也受原始奥氏体晶粒尺寸大小的影响。如15MnVTi钢的原始奥氏体晶粒最大，奥氏体晶界相对最短，所以铁素体的析出速度最小。

15MnTi钢与上面三种钢相比，有两个显著特点。一是奥氏体晶粒显著细小，给铁素体形核提供了较多的地点，生成了数量较多的铁素体晶粒，尽管铁素体晶粒长大速度最小，但仍具有较大的析出反应速度。二是铁素体不沿奥氏体晶界形成连续的网状，所以在铁素体析出过程中除已有晶粒长大外，还可以不断析出新的铁素

体晶粒，尤其是冷速为50℃／min时，这种作用更加明显。所以，铁素体析出反应速度明显高于其余三种钢。

结　论

（1）当冷速为5℃/min和50℃/min时，先共析铁素体的形态主要受原始奥氏体晶粒尺寸的影响。当奥氏体细小时，铁素体呈等轴状析出，并具有弯曲边界；当奥氏体粗大时，铁素体呈网状仿晶界状析出，并具有平直边界。冷却速度的影响不明显。

（2）铁素体的晶粒长大可由经验公式$d = K\sqrt[3]{t}$表示。

（3）铁素体的析出速度不仅与铁素体晶粒长大速度有关，而且与冷却速度、铁素体析出形态及原始奥氏体晶粒尺寸大小有关。

参 考 文 献

〔1〕刘永铨，《钢的热处理》，冶金工业出版社，1981年，31

〔2〕小林洋等，《铁C钢》，1981，67（14），2191～2200

〔3〕刘云旭，《金属热处理原理》，机械工业出版社，1981年，48

〔4〕张友来，毕业论文（东北工学院内部资料），1981

〔5〕刘伟杰等，《东北工学院学报》，1981（4），116

〔6〕Verhoeven J D,《Fundamentals of Physical Metallurgy》，中译本，上海科学技术出版社，1980，255

〔7〕梶晴男等，《铁C钢》，1972，58（13），1763

（上接第45页）

将降低轧态轨的缺口敏感性，而对淬火轨的缺口敏感性几乎没有影响。

（4）$PD_2$60kg／m全淬轨有理想的高温热强（塑）性，且抗高温液化裂纹能力强。

参 考 文 献

〔1〕Paley Z etal, A Weldability Testing Procedure For Premium Rail Steel With Reference to V—N Steels,《Welding Journal》, 1981 (1), 7

〔2〕北京钢铁研究总院，我国60kg／m重轨钢（P74）基本焊接性及试验方法研究（北京钢铁研究总院内部资料），1985年

〔3〕Teruaki SATO, The Effect of Microstruce On The Fatigue And Impact Properties At Weld Zone in High Carbon Steels,《Transactions ISIJ》, 1981, 21, 260

〔4〕Myers J etal, Structure and Properties At Thermite In Rails,《Welding Journal》1982 (8), 260

〔5〕陈　楚、张月嫦，《焊接热模拟技术》，机械工业出版社，1985年

〔6〕斯道特 R D，多提 W D，《钢的焊接性》，机械工业出版社，1985年

〔7〕Dolby R E，焊接HAZ和热模拟试样显微组织的断裂韧性比较，《焊接热模拟装置及应用》，机械工业出版社，1980年

〔8〕Kilpatrik I M，应用热模拟技术评定高屈服强度钢HAZ的机械性能和冶金性能，《焊接热模拟装置及应用》，机械工业出版社，1980年

〔9〕凌　平，焊后再热温度对高碳钢轨钢HAZ韧性的影响（攀枝花钢铁研究院内部资料），1991年

〔10〕Sugino K，产生强度高、焊接性能好的钢轨的方法，《钢铁钒钛》，1990（3），91