含钒钛低合金钢中的粒状贝氏体*

刘世楷　蔡光军　刘　力

（西南交通大学）

本文以含V，Ti工业用钢及试验合金的试验研究为基础，讨论含V，Ti低合金钢中粒贝形成及碳、氮化物沉淀过程的一些规律，为合金设计及轧后控制冷却参数选择提供一定的依据。

一、前　言

HSLA钢在非控轧正火状态下往往有粒状贝氏体出现。在有些情况下，它会给钢材韧性带来不利的影响，所以国内很重视对粒贝的研究[1,2]。当前，为稳定HSLA钢的性能，需要研究含V，Ti的HSLA钢中粒贝形成和碳、氮化物沉淀析出过程以及粒贝与碳、氮化物形态和数量对钢材性能的影响。

二、试验工作

试验用料A，B系由有关钢厂提供的热轧正火态钢板，其余试验合金均为真空感应电炉熔炼铸锭，并锻成11×11mm钢条供加工各种试样用，其成份见表1。

试验用料成份（%）　　表1

编　号	名　称	C	Si	Mn	V	Ti	注
A	15SiMnVTi	0.15	0.63	1.58	0.095	0.047	工业合金
B	15MnMoVNRE	0.16	0.32	1.39	0.045		工业合金
C	20MnV	0.20	0.29	1.25	0.098		工业合金
D	Fe-C-V	0.10			1.014		
E	Fe-C-V	0.12			0.09		
F	Fe-C-V	0.11			0.081		
G	Fe-C-Ti	0.22				0.50	
H	Fe-C-Ti	0.089				0.15	

用自动相变测定仪Formastor-F测定了钢的C曲线样品尺寸为$\phi 3 \times 10$mm，一端有$\phi 2 \times 2$ mm的孔。一般情况下试样奥氏体化保温后用N_2气控冷。在需要急冷时则采用氦气控冷。用金相法确定相变的起始与终了点，必要时用金相计点法作转变量的定量分析。

薄膜样品用双喷电解法作最终减薄。电解液通常为10%高氯酸酒精溶液。电解电压50V左右，电解液温度约－30℃。样品的观察用H-700H电镜，加速电压为200kV。

*参加本试验工作的有武永春、肖惠、崔玉洁、黄文亮、袁俊等

三、试验结果

（一）连续冷却转变

A钢及B钢热轧正火态的组织中均含有较多粒状贝氏体。为了了解这两种钢形成粒贝的冷速范围，试样在Formastor仪内，经1200℃奥氏体化后，以不同速度控冷，所得结果列于表2。由表中可以看出，在1200℃奥氏体化，即原奥氏体晶粒粗大的情况下，对B钢而言冷却速度由10℃/min至339℃/min可获得50～100%的粒贝；而对A钢来说由19℃/min至360℃/min可获得40～97%的粒贝。可见，二者形成粒贝的冷速范围基本上是一致的。铁素体＋粒状相→马氏体（见图1 a，b，c，d）。当样品奥氏体化温度为1200℃时，即使在试验所选用的最慢冷却速度下，组织中仍含有少量粒状相，其中部份粒状相可分解为$\alpha + Fe_3C$。

金相检验结果　　表 2

合金种类	冷却速度 ℃/min	组织组成，% F	GB	M	P	最终组织
A	10	46	54			F+GB
	38	22	78			F+GB
	231		100			GB
	339		100			GB
	2220		6	94		GB+M
B	9	65	15		20	F+GB+P
	19	50	40		10	F+GB+P
	37	20	77		3	F+GB+P
	94	9	91			F+GB
	190	5	95			F+GB
	360	3	97			F+GB
	2800		100			GB+M

注：GB一粒贝　F一先共析铁素体
P一珠光体　M一马氏体

A，B两钢随冷却速度由慢到快（10℃/min—2800℃/min）其组织形成的规律带有共同性，即亚共析组织＋少量粒状相→先共析多边形铁素体＋粒状相→板条状

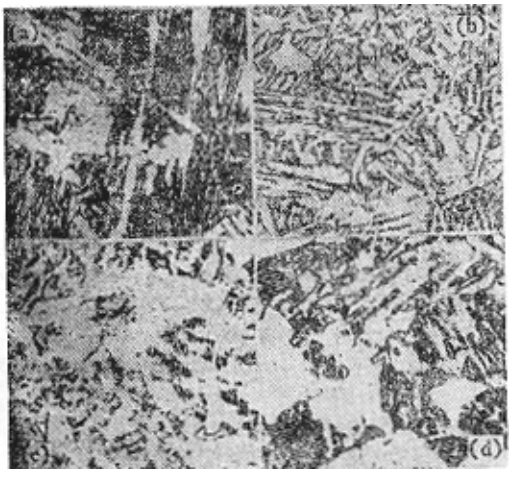


图 1

a．冷速9840℃/min　b．冷速455℃/min
c．冷速38℃/min　d．冷速19℃/min

在能形成粒贝的冷速范围内样品长度变化（Formastor仪绘出）大致可以分为两类。试样以慢速冷却时，此种曲线与各阶段形成的组织如图2（a）。由图可见，曲线转折a对应先共析铁素体的形成。所以，由a到b只是在原奥氏体晶粒上形成多边形的先共析铁素体。c点开始形成板条状铁素体，它们将残存的奥氏体分割成岛状，岛状（粒状）γ最后冷却时部分转变为马氏体（M）。

在慢速冷却时除了形成一定数量多边形F之外，往往还可以看到粒状相中有碳化物的形成，构成珠光体或变异珠光体。

当冷却速度较快时，先共析F来不及形成，因而转变在较低的温度下开始，图2（b）中的a点即对应板条状铁素体的形成，于是最终得到近100%的粒状贝茵体（GB）。

为了了解V，Ti在促使合金生成GB

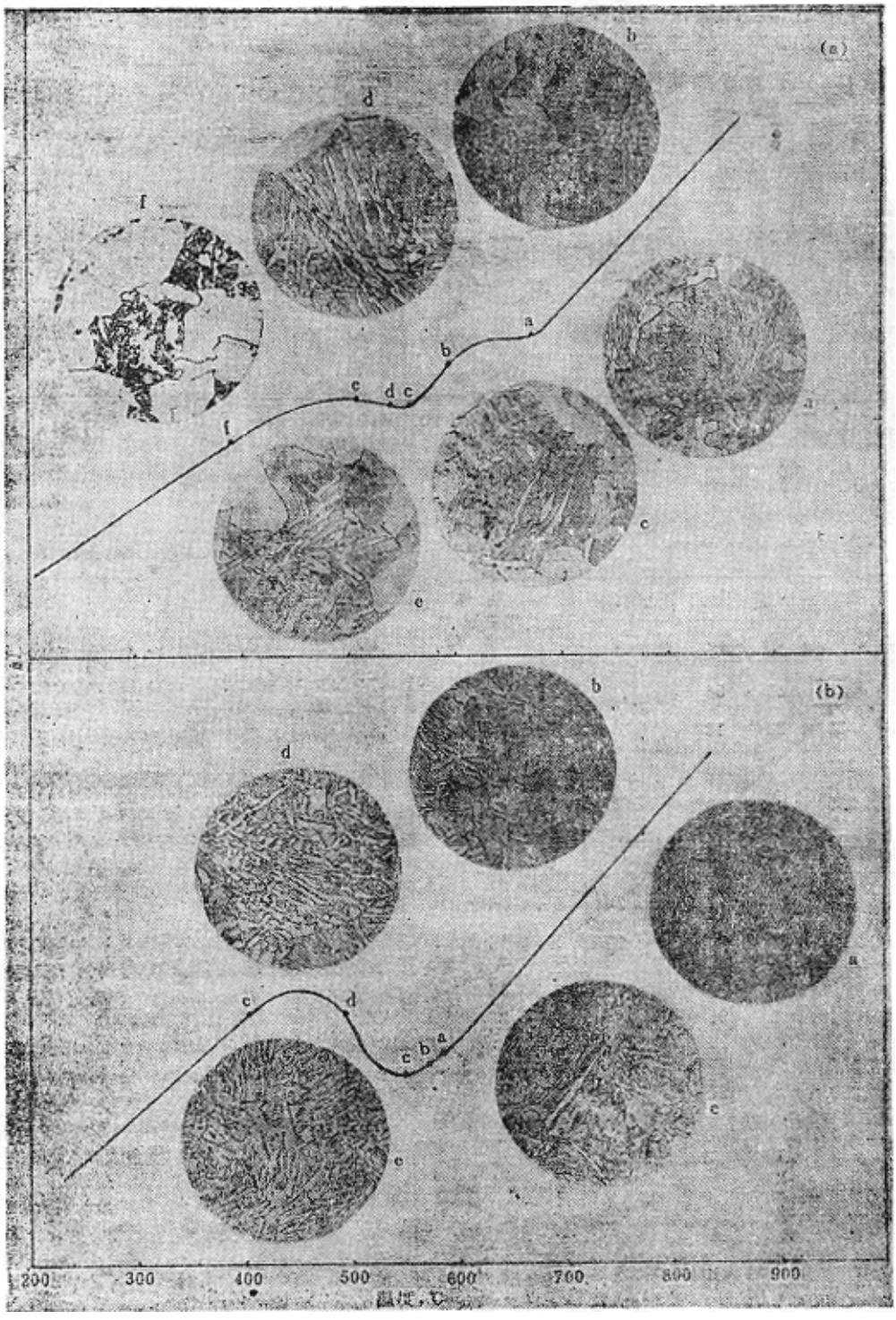


图2　(a)慢冷时的 ΔL-T曲线　　(b)快冷时的ΔL-T曲线

上的作用，对E，G合金进行了不同速度控冷试验，结果表明冷却速度在26～84℃/min范围内即已能形成50～100%的GB。这类合金均不含Mn，Si等元素，故表明V或Ti单独存在即可导致GB形成。

（二）等温转变

有人认为只有在连续冷却条件下才易于形成GB。为进一步了解V，Ti在形成GB上的作用，对D,E,F,G,H合金进行了等温转变试验。试验结果表明所有合金在中温作等温处理时，均有GB形成，形成温度一般在625℃以下M_S以上。图3系D合金在550℃等温7 s所形成的组织，由图可以看出板条状F与粒状相相间存在构成了100%的GB，其余合金在中温等温时与此情况相同。如与不含V,Ti的Fe-0.38C-1.73Si及Fe-0.38C-3.11Mn合金相比较，可以看出V，Ti在促使GB形成上的作用。Fe-C-Mn合金在450℃等温10min

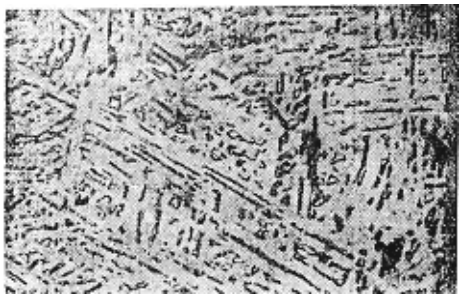


图3 D合金550℃等温7s所形成的粒贝

500×

后立即淬入冰盐水中得到的组织，除残余奥氏体转变为马氏体之外，已转变的组织具有典型上贝氏体+下贝氏体的特征。Fe-C-Si在450℃等温20s所得到的组织，板条状F因其间夹有残余γ而更为明晰。TEM相及其SAD表明，板条之间确为γ，而无孪晶马氏体存在，故这种板条F可称之为无碳贝氏体。含V，Ti的合金与此有较大差别，（M+A）岛在电镜下多呈多边形（图4），而不是夹于F板条之间形成薄层。γ内可见层错，M多以孪晶马氏体形态存在。

由以上结果可知，不论是连续冷却还是等温转变，V,Ti的存在均会在一定条件下促成GB的形成，而Si，Mn等合金元素的加入则使GB形成的倾向更为加强。

（三）碳化物沉淀

E合金在760℃等温，于先共析铁素体内可以发现如图5所示的几种类型的碳化物沉淀。一般认为列状相间沉淀标志着此种铁素体曾以台阶方式生长[3]，这表明多边形铁素体也可能是台阶生长的结果。但是，同一合金在中温等温，在板条状铁素体内却未曾发现列状相间沉淀。仅可发现类似上贝、下贝中的碳化物沉淀，以及呈弥散分布的碳化物（图6）。

（四）奥氏体化温度的影响

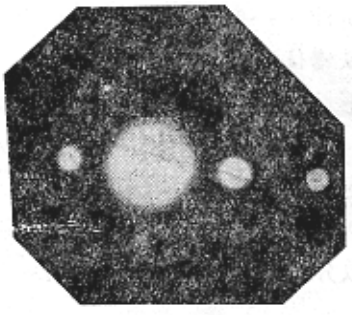
在各种方法生产的含V，Ti钢中，不论是等温还是连续冷却，只要奥氏体化温度为1200℃，均可在冷却后的组织中发现粒状贝氏体。但是，如奥氏体化温度降至900～950℃，则由于V，尤其是Ti未能充分溶解于γ之内以及γ晶粒未来得及长大；所以粒贝形成的倾向减弱。

（五）CCT及TTT曲线

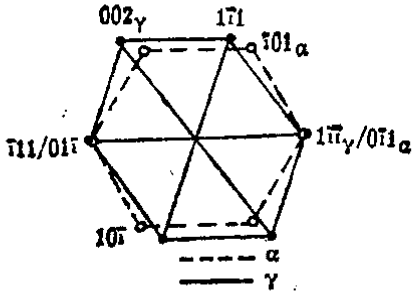
表1所列合金的CCT曲线及TTT曲线大致可以分为三种类型（图7 a;b;c）。a系20MnV钢在900℃奥氏体化后的CCT曲线，这种形状的C曲线使得以g曲线所代表的速度进行冷却时，组织内不会产生粒状贝氏体，这个速度便是不形成粒贝的临界冷却速度。b系15MnMoVNRE在910℃奥氏体化后的CCT曲线，1200℃奥氏体

a. 粒贝明场象

b. M+A岛明场象



c. b的SAD



d. SAD指标化

图4　粒状贝氏体的TEM象及SAD

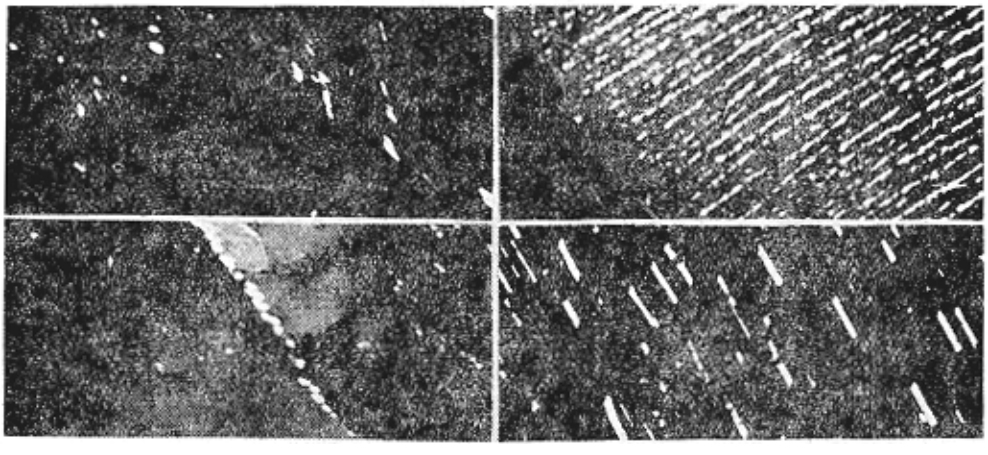
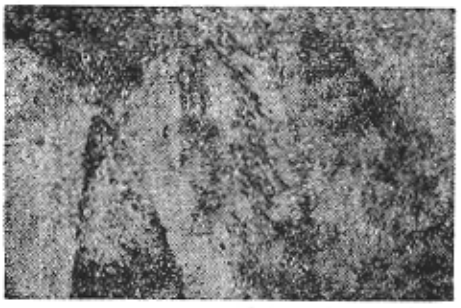


图5　E合金在760℃等温先共析铁素体内的碳化物

化时曲线形状与此相似，只是由于奥氏体稳定性提高，曲线相对向右下方移动。与图a所代表的C曲线类型相比，由于B_S线在水平方向延伸得较长，完成A→F90%转变所需时间很长。所以在冷却速度低至3～19℃/min的情况，仍然有10%左右的粒状相形成。c为Fe-C-V合金，含V量分别为0.1，0.69及1.0%时的示意性



a. 15000×

b. 9000×

图6 E合金于550℃等温板条铁素体内的碳化物

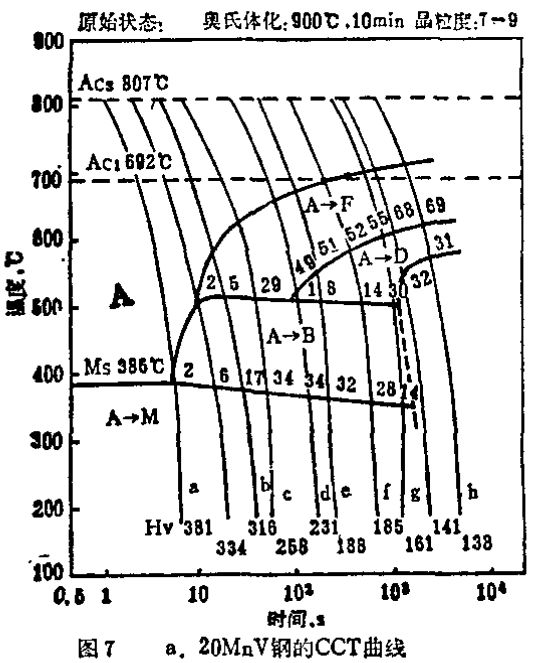


图7 a. 20MnV钢的CCT曲线

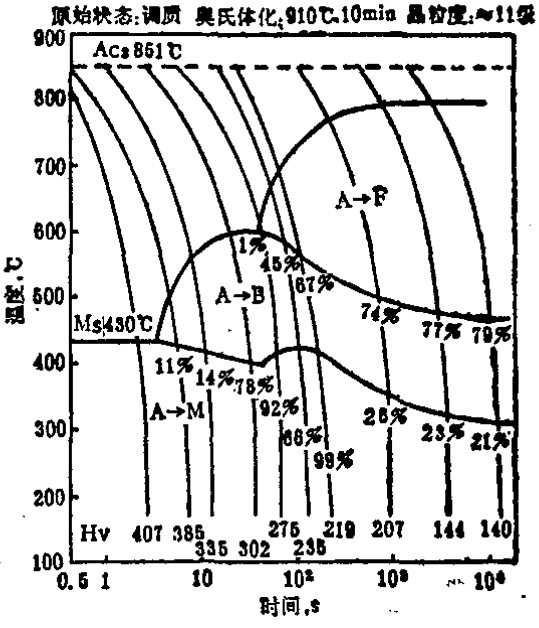


图7 b. 15MnMoVNRE钢的CCT曲线

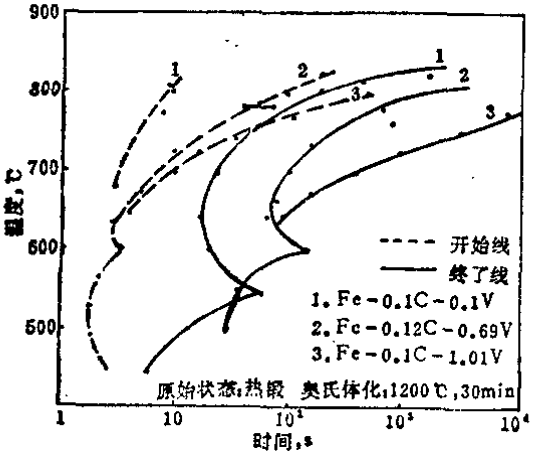


图7 c. Fe-C-V合金钢的TTT曲线

TTT曲线。由于除了V，C之外，并无其它合金元素，故这类合金等温转变较快，而且随含V量的增加，合金的淬透性增加，曲线右移。由图可以看出，在1200℃奥氏体化后，曲线上出现弯折（图7c曲线中的线1），对于曲线1（含V0.1%）为不产生粒贝的临界冷却速度，对于含V0.69及1.01%的合金，将会在组织内出现粒贝。

四、讨　论

1. 既然岛状相是由铁素体板条截交

分割而成，所以岛状相的形态决定于板条铁素体的形态与分布。晶粒内萌生的铁素体往往具有近似平行四边形的形状(图8a，b)，而且常互相串连长大，也有的产生分枝或呈曲折形长大。这样，被分割成的岛状相往往带有明显的直边（图8），而且可以见到台阶状结构。从电子衍射分析可以看到，周围包围岛状相的铁素体往往具有同一取向关系（图9）。从形成过程可以看出相同的取向并不意味着铁素体是块状转变产物，而是取向相同板条状铁素体长大过程相联或是同一板条分枝长大，拐折长大，甚至是交互作用形核(Sympathetic nucleation)的结果，而且，根据对于魏氏组织、贝氏体铁素体及板条马氏体TEM分析得知，平直的相界面多为具有K-S或N-W取向关系的复杂半共格界面。图4 SAD指数化后表明γ/α间取向关系符合K-S关系。由以上结果看来，各种形状的板条铁素体在长大之后合并成块形，而不是块状转变的结果。

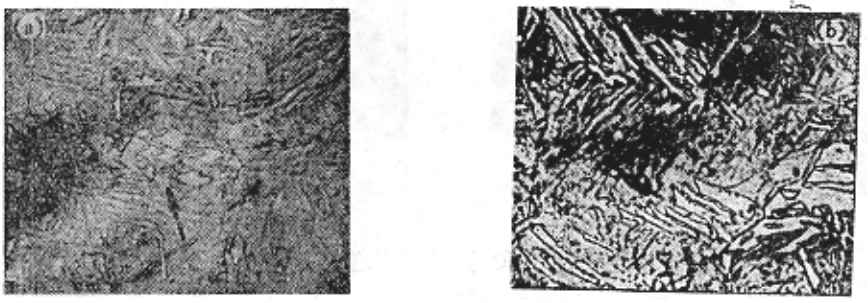


图8　原奥氏体晶内的铁素体板条

2. 从试验结果可以看出，Fe-C-Si合金在450℃等温时形成板条状F + $\gamma_{残余}$，而Fe-C-V(Ti)合金在此温度等温时形成各种形状板条F + (M + A)。如果说板条状铁素体有相似之处，则Fe-C-V(Ti)合金中未转变的γ在等温结束之后淬水冷却时形成（γ + M），一部分γ转变为M，而Fe-C-Si合金中γ则完全残余下来。该结果表明Fe-C-Si合金中的γ含有更高的碳量。考虑到Si为非碳化物形成元素，它不阻碍碳由α向γ中的扩散，所以γ含有较高碳量。而V;Ti为碳化物形成元素，与碳有强的键合倾向，阻碍了碳向γ中的扩散，所以γ中应含有较少的碳量。由于V，Ti在中温等温铁素体板条快速形成过程中来不及扩散到相界面，故不能形成列状相间沉淀。这并不意味着板条状铁素体不可能是台阶生长机制形成的。在粒贝中很容易发现巨型台阶，这些巨型台阶高度的数量级与按台阶生长机制计算所得比较一致[4]。

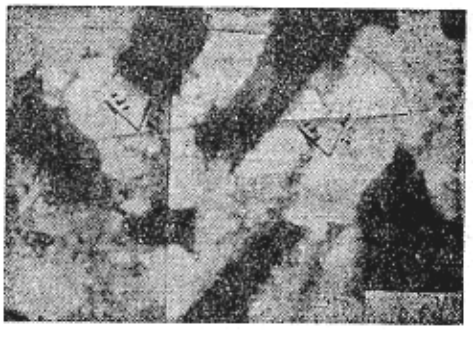


图9　15MnMoVNRE钢的TEM象，黑色区域为(M+A)组织

3. 试验结果表明，只要含有V，Ti合金，经1200℃奥氏体化后不论是中温等温处理或是以一定速度冷却，均可见粒贝的形成。如在900℃奥氏体化则形成粒贝的倾向减少。这不单纯是由于奥氏体晶粒粗化所致。

粗大奥氏体晶粒在连续冷却过程中，首先在原奥氏体晶界上形成多边形或针状铁素体，随着温度的不断降低，在奥氏体晶内，便以晶内形核方式产生板条状铁素体，这些板条之间的残余奥氏体最后转变为（M+A）粒(岛)状相。这种情况与这部分板条状铁素体形成的温度有关。奥氏体晶粒度愈大，中间部分在连续冷却过程中由γ转变为α的温度愈低，结果，较大的过冷度促使晶内的非均质形核。此外，还要考虑奥氏体化温度愈低，作为微合金化元素的V，Ti及Nb等的溶解度将愈低，未溶C；N化物所起的非均质形核作用将不能忽视，会促使奥氏体稳定性降低。

再者，元素对组织转变作用是多种多样的，例如Si不溶入C化物，为了组织中C化物的形成，Si必须作长程扩散以让出C化物形成地点，而作为置换固溶元素的Si扩散是缓慢的，所以含Si较高的钢在贝氏体转变时不易析出碳化物。这也可能成为高Si含量HSLA钢（例15SiMnVTi）中粒贝易于形成的原因之一。又如，元素之间的交互作用可能使得其结果大异于其单独存在时的作用[3]。这是因为溶入γ中的合金元素在晶内与晶界上的分布往往不相同，即存在偏聚现象。而且根据Guttmann的模型[5]，多元系统中某些元素的相互作用会导致其中某元素在晶界上的偏聚增强或减弱，从而改变了晶界偏聚元素对碳扩散的拖曳作用。

综上所述可知，各种因素对粒贝形成的影响十分复杂，还需要研究工作者作更多深入的工作，所以我们认为，在目前，某些机理还不十分清楚的情况下，考虑到C曲线，尤其是与实践有密切联系的CCT曲线是各种因素对转变动力学综合影响的结果。那么测定一系列Fe-C-X_1（X_1表示V，Ti等微合金元素），Fe-C-X_1-X_2（X_2表示Mn，Si等合金元素）及各种HSLA钢的CCT曲线，建立较系统的HSLA钢组织与各元素之间的“唯象”关系，来分析各种情况下粒贝的出现，对于合金设计及控冷技术在生产中的应用是十分有意义的。

在结合我们的试验对此进行的讨论之前，先讨论一下应用C曲线分析粒贝出现与C曲线特征间的关系。图10a，b系表3所列四种钢在950℃及1200℃奥氏体化时的等温转变曲线[6]。

表 3

编　号	C	Mn	Si	Nb	V	N
1	0.08	1.25	0.38	—	—	0.024
2	0.08	1.23	0.40	—	0.14	0.025
3	0.08	1.22	0.39	0.04	0.14	0.029
4	0.08	1.23	0.42	0.07	0.14	0.027

图中表示的是90%转变线。此图若用于连续转变（曲线位置应向右下移），则因为1200℃奥氏体化时，90%转变线出现了弯折(bay)，而且曲线右移，以至于在相同的冷却条件下1200℃奥氏体化的钢将因冷却曲线穿过贝氏体线而会在组织内有粒贝形成，而在950℃奥氏体化的钢因曲线无弯折，冷却曲线未进入贝氏体区而不形

成粒贝。本文作者认为，高温奥氏体化使合金元素分布更趋均匀，在随后等温冷却过程中，由于所谓的Para-equilibrium状态，合金元素在相界面上偏聚，产生类拖曳作用是曲线出现弯折的原因[7]。如果我们暂时抛开TTT曲线变形的原因，只从C曲线与冷却速度曲线的相互关系上来分析粒贝的形成，可以判断各种钢中形成粒贝的倾向。这种讨论可用以解释上面图7所示的CCT与TTT曲线以及它们与粒贝形成的关系。所以，通过制订各种HSLA钢常用微合金化元素（X_1）及主要合金（X_2）的三元或四元系列CCT曲线，可以用来分析这些合金在不同条件下对粒贝形成的影响。有了这样一些转变动力学的资料，即可为研究各因素作用打下基础，又可为合金设计提供参考数据。

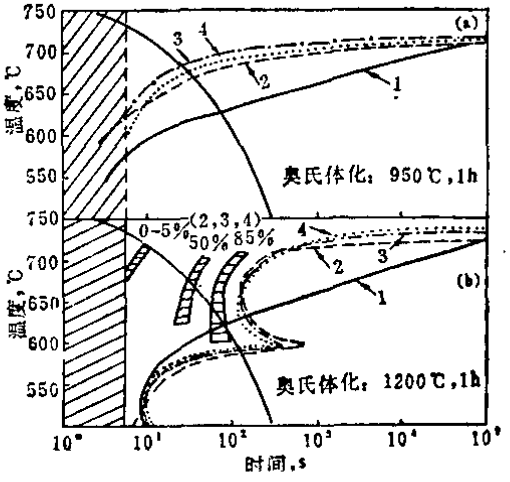


图10　(a)950℃奥氏体化的TTT曲线
(b)1200℃奥氏体化的TTT曲线

参 考 文 献

〔1〕李承基等，金属热处理学报，Vol.2，1（1981）

〔2〕白秉哲等，金属热处理学报，Vol.5，2（1984）

〔3〕Honeycombe R.W.K.，Met. Trans，Vol.32，1972，P823

〔4〕蔡光军，硕士论文，1985

〔5〕Guttmann M.，Mclean D.，Grain Boundary Segregation in Multicomponent Systems，P251—348 in Interfacial Segrepation，ASM Metals，1979

〔6〕Titto K.M.等，Phase Transformations in Ferrous Alloys，1983，P284

〔7〕Aaronson H.I.等，Journal of Met. Scie，20（1985），P4232