控制轧制低碳含铌钢铁素体混晶及其对机械性能的影响

曹厚义　崔文暄

（北京钢铁学院）

研究了控制轧制低碳含铌钢铁素体混晶的定量评定、形成原因、影响因素以及对钢的机械性能的影响。试验结果表明，铁素体晶粒尺寸的不均匀性（即混晶）可用参数C.V_A评定。C.V_A定义为晶粒面积的标准差与平均面积之比。铁素体晶粒尺寸的C.V_A值与加热温度、轧制温度、未再结晶区的形变量及轧后冷速有关。进入未再结晶区轧前奥氏体晶粒平均直径d_A的影响最大。控轧钢中产生严重混晶的根本原因是形变未再结晶奥氏体促进γ→α转变形核不均匀性。

铁素体混晶对钢的屈服强度无明显影响，对钢的脆性转变温度的影响与平均晶粒尺寸d_F有关。

前　言

控制轧制技术之所以能够大幅度提高低合金钢热轧材的综合机械性能，最重要的原因是通过控制轧制使钢的铁素体晶粒尺寸大大细化，但在控轧钢特别是含有微量Nb，V，Ti等元素的高强度低合金钢中，往往易于形成不均匀的铁素体晶粒即铁素体混晶[1—6]。一般认为铁素体混晶对钢的低温韧性有害[7,8,12]，因此引起人们的普遍重视。许多作者指出，铁素体晶粒尺寸的不均匀性起因于奥氏体晶粒尺寸的不均匀性。所以往往注意力多放在奥氏体混晶的形成条件和形成机制上[5,9,11]。对于铁素体混晶由于缺乏定量描述和系统研究，不能确切说明各工艺因素的作用。本文采用图像分析方法，定量评定铁素体晶粒尺寸不均匀性，考查了控制轧制工艺参数，即再加热温度、轧制度温T_D、形变量ε%及轧后冷速对铁素体晶粒尺寸不均匀性的影响，初步探讨了铁素体混晶的形成机制；最后研究了铁素体混晶对钢的机械性能的影响。目的在于弄清铁素体混晶的形成原因及其对钢的性能的影响程度，以制定更加合理的控轧工艺。

一、试验材料和试验方法

在实验室非真空感应炉内炼了二炉低碳含铌钢，成份见表1。锻后在实验室轧机上进行控制轧制。A钢的加热温度为1200℃，B钢为1150℃，1200℃，1250℃，均保温30～40min，分别在再结晶区（1050～1100℃）、未再结晶区（800～900℃）进行单道次轧制以及在再结晶区进行多道次轧制。轧后冷速为0.08，0.14，0.6，1.1℃/s。性能试验用钢为武钢提供的管线钢一连铸坯料即C钢，成份见表1。经控轧后板坯在680℃回火48h以进行过时效处理，然后再加工成标准拉伸试样（ϕ6，δ_5）和V型冲击试样（横向）。

钢的化学成份（wt%） 表1

钢号	C	Si	Mn	S	P	Al	Nb	Cu	锭重 kg
A 钢	0.047	0.18	1.58	0.007	0.04	/	0.05	/	90
B 钢	0.12	0.29	1.38	0.007	0.001	<0.03	0.03	/	90（X60管线钢）
C 钢	0.082	0.20	1.09	0.004	0.014	/	0.028	0.085	武钢生产的管线钢

晶粒直径与晶粒面积分布的测定是在Quantimeter－900图像分析仪上进行的。每种工艺测量的粒子总数在1200～4500个之间，视铁素体晶粒尺寸不均匀程度而定。在Q－900图像分析仪测定晶粒面积时可得到标准差S_A。为了便于比较，需消除平均晶粒尺寸的影响。我们定义$C.V_A=\frac{S_A}{\bar{A}}$作为晶粒尺寸的不均匀度，式中$\bar{A}$为平均面积。试验结果表明，用$C.V_A$定量描述奥氏体晶粒尺寸和铁素体晶粒尺寸的不均匀性是完全可行的。$C.V_A$越大，晶粒尺寸越不均匀，反之晶粒尺寸越均匀。

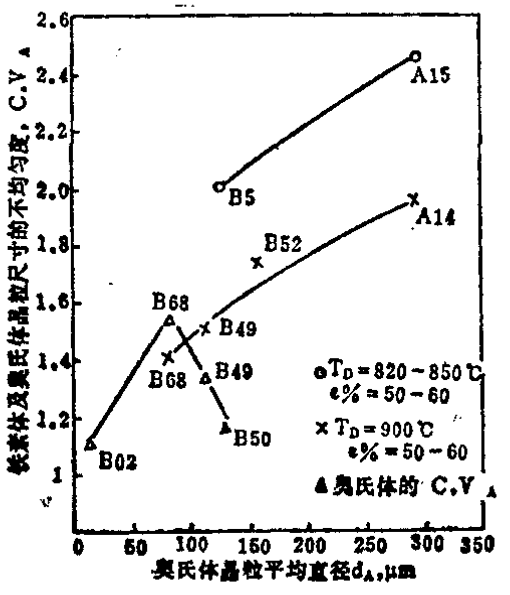


图1 奥氏体晶粒直径d_A对铁素体晶粒尺寸$C.V_A$的影响

二、试验结果及分析

（一）控轧工艺参数对$C.V_A$的影响

1．原始奥氏体晶粒尺寸的影响

原始奥氏体晶粒尺寸对铁素体晶粒尺寸$C.V_A$的影响见图1。由图可以看出，当轧制条件相同时铁素体晶粒尺寸的$C.V_A$随轧前原始奥氏体晶粒直径的增大而增大；奥氏体的混晶度对铁素体的$C.V_A$的影响不明显，如B68奥氏体晶粒的$C.V_A$比B49的高，但B68的铁素体晶粒的$C.V_A$值并不比B49大（图1）。奥氏体晶粒尺寸的$C.V_A$相当，但平均晶粒尺寸相差很大的A14与B68（A14的$d_A=295\mu m$，B68的$d_A=84\mu m$）轧后铁素体晶粒尺寸的$C.V_A$，A14比B68增加了近32%，可见在奥氏体混晶度相同时，铁素体的$C.V_A$仍然决定于原始奥氏体晶粒尺寸。显然降低加热温度，使奥氏体晶粒尺寸减小，这是改善铁素体晶粒尺寸不均匀性的有效途径。

2．轧制温度的影响

轧前奥氏体晶粒尺寸相同，提高轧制温度，铁素体的$C.V_A$值不断降低，而其晶粒平均直径不断粗化（图2）。相同形变量，再结晶区轧制比未再结晶区轧制，铁素体晶粒不均匀性要小，如1050℃轧制，

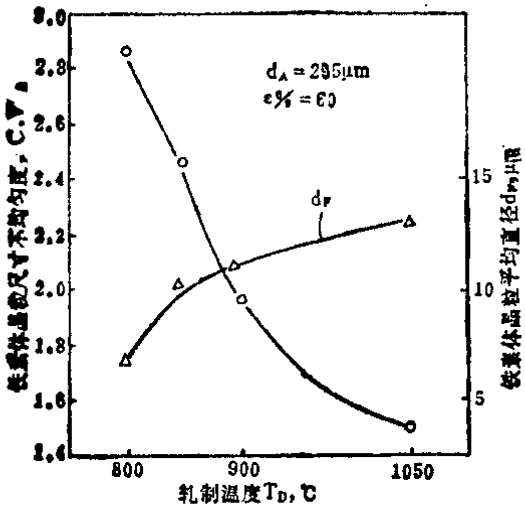


图 2　轧制温度对铁素体晶粒尺寸 C.V_A 的影响

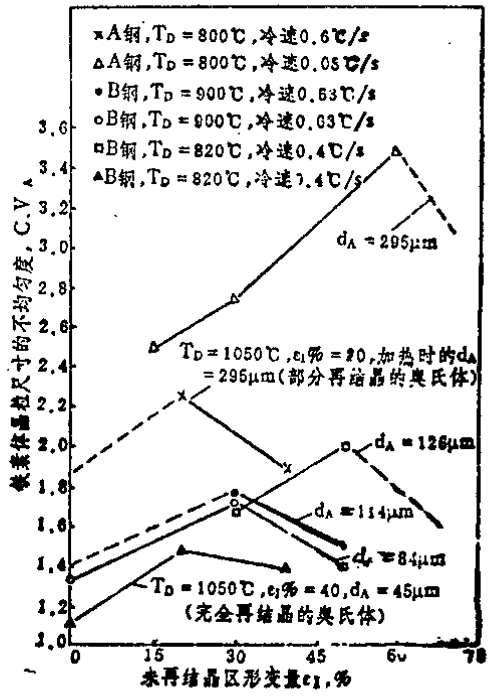


图 3　未再结晶形变量对铁素体晶粒尺寸 C.V_A 的影响

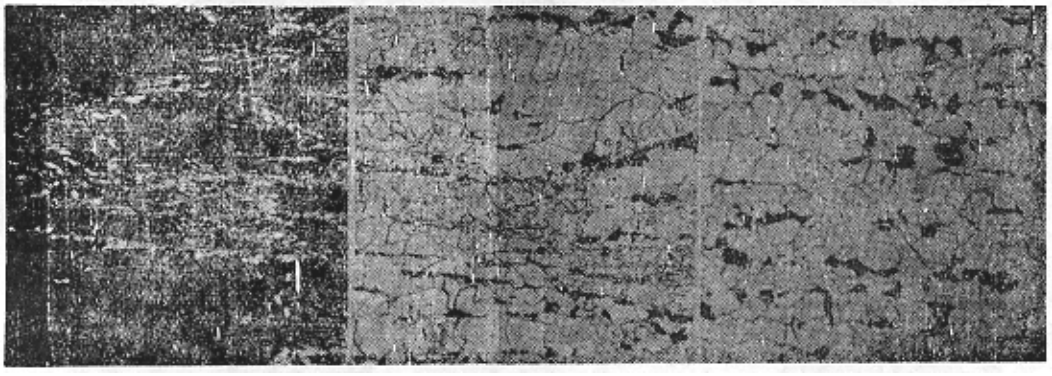
奥氏体发生再结晶，铁素体晶粒尺寸的 C.V_A很低。900℃以下轧制，奥氏体未发生再结晶，C.V_A增大，铁素体混晶呈明显的带状分布。轧制温度升高，带状分布渐不明显，1050℃轧制，带状消失。

3. 未再结晶区形变量及两阶段轧制的影响

未再结晶区形变量和两阶段轧制对铁素体晶粒尺寸C.V_A的影响较为复杂，见图 3。（1）当未再结晶区形变量为零（ε_I = 0）时，即全部在再结晶区轧制，铁素体晶粒最均匀，C.V_A值最低，其组织见图4c。（2）在未再结晶区（800～900℃）轧制时，相同的轧制温度或相同的形变量，奥氏体晶粒平均直径d_A越大，则轧后的铁素体C.V_A值也越高（图 3）。（3）未再结晶区轧制变形量对轧后铁素体的C.V_A的作用趋势是，当形变量较小时，C.V_A值随形变量的增加而提高；但当ε_I >20%以后，原始晶粒细的(d_A = 84μm)，或再结晶区轧制奥氏体发生再结晶而晶粒细化了（如d_A = 45μm）的，C.V_A值出现了峰值，即C.V_A随变形量增大而提高，达一定值后又随形变量ε_I的增大C.V_A又开始下降。原始晶粒粗大的（如d_A = 295，126μm），试验中未见峰值，其C.V_A值仍随形变量增大而增高，推测可能出现极值，如图 3 中虚线所示。由此还可见极大值的幅度和其所对应的形变量都是随奥氏体晶粒尺寸的减小而减小。以上的试验结果可得到几点重要启示：（1）在未再结晶区轧制时，应当避免采用极大值所对应的形变量，超过这一形变量后，可以改善铁素体晶粒尺寸的不均匀性；（2）细化进入未再结晶区轧前的奥氏体晶粒尺寸，是获得细小均匀铁素体晶粒尺寸的最重要前提；（3）实行再结晶区控制轧制，可以得到最均匀的铁素体组织（图4c）。

4. 轧后冷却速度的影响

A钢在800℃形变60%，然后用 1.1，



a) T_D=800℃, ε=56% 720℃等温2min淬水 150×

b) T_D=800℃, ε=55% 冷速0.08℃/s, 100×

c) T_D=1100℃, ε=26% 冷速0.08℃/s 100×（B钢）

图4 奥氏体形变对铁素体形核不均匀的影响（A钢）

0.6，0.08℃/s的冷速冷却，铁素体晶粒尺寸的C.V_A依次为2.54，2.87，3.49，可见冷速对C.V_A的影响是十分显著的。

（二）铁素体混晶形成机制的探讨

上述试验结果表明，未再结晶区形变促进铁素体晶粒平均尺寸细化，但其不均匀性增大。未再结晶区形变的这种作用主要是由于形变分布的不均匀性，在γ晶界上及形变带附近集中了大量位错，形成高能区[13,14]。在γ→α相变时，形变未再结晶的奥氏体晶界或形变带上首先形成大量的铁素体核心，晶内其他位置的核心数目很少，如图4a所示，造成核心分布不均匀。另一方面，晶界、形变带上形成的密集铁素体核心由于受周围晶粒的限制长大有限，故在这地带形成细小的铁素体晶粒，而在奥氏体晶内核心数目少，能够充分自由长大形成粗大晶粒，最终导致铁素体混晶（图4a，b）。在没有形变或是发生了再结晶的奥氏体状态下，晶界上铁素体核心数目比起形变未再结晶的明显减少[13]，晶内晶界上形核率差别大大降低，这样形成的铁素体晶粒尺寸要均匀得多（图4c）。凡是促进晶界内核心分布不均匀的因素，都将增大铁素体的混晶度。据此观点分析轧制工艺的作用，当形变量很小时，不形成或少形成形变带（图5a,c），而且形变带上形核数目少或不形核，核心大量集中在奥氏体晶界上，这样增大核心分布的不均匀性。因此未再结晶区小形变量的C.V_A值都增高（图3）；随形变量增大，一方面使晶界核心数目增加，造成形核不均匀，同时大形变量使形变趋于均匀，形成更多形变带，形变带上也大量形成核心（图4a），这比仅在晶界上大量形核所造成的不均匀性相对要减少。因此未再结晶区更大形变量又使C.V_A值下降，使C.V_A值随形变量变化出现峰值（图3）。进入未再结晶区奥氏体晶粒平均尺寸对铁素体C.V_A的作用，是由于在粗大的奥氏体中形变的分布更不均匀，形变带的分布也不均匀，如图5中（a）与（c），（d）与（e）所示。因此在同样形变量条件下，由粗大奥氏体转变的C.V_A值高（图3）。在粗大奥氏体中要得到相对均匀分布的形

a) T_D=800℃, ε=30%　50×（A钢）
b) T_D=800℃, ε=44%　50×（A钢）
c) T_D=900℃, ε=30%　100×（B钢）
d) T_D=900℃, ε=56%　100×（B钢）
e) T_D=900℃, ε=56%　50×（A钢）

图5 奥氏体晶内的形变带（轧后淬水）

变带需要的形变量也增加（图 6），因此要使粗大奥氏体的C.V_A值下降，所必须的形变量也要增大，如图 3 所示。加快冷速能够降低C.V_A值是由于快冷使转变温度降低，过冷度增大，使得在奥氏体晶内的形核率增大，从而减小了晶内与晶界或形变带形核率的差别。在慢冷时，由于形变奥氏体中存在一些高能地带[13]，这里形成密集的细小晶粒，而晶内形核少，又能充分长大，最后转变成严重的铁素体混晶（图4b）

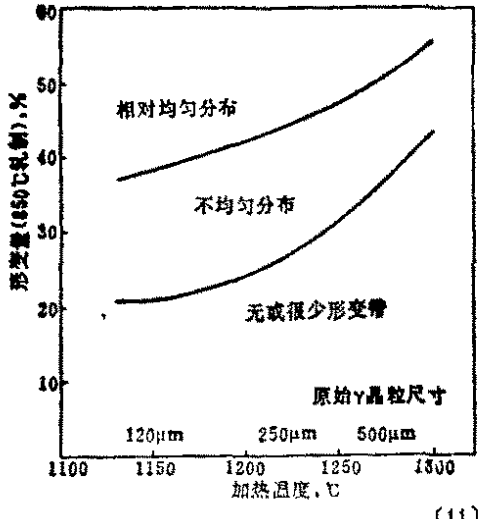


图6 形变量对形变带形成难易的影响[11]

（三）铁素体混晶对钢的机械性能的影响

由于控制轧制低碳含Nb(或V,Ti)钢的性能与沉淀强化、铁素体晶粒尺寸等因素有密切关系，而沉淀硬化粒子大小又与轧制工艺不同有关，故使得单纯研究铁素体混晶对钢的性能的影响复杂化了。本试验采用轧后过时效处理，消除了因工艺不同带来的沉淀强化效果不同的影响，在晶

粒尺寸相同下，将均匀铁素体组织的性能与不均匀的性能进行比较，定量说明铁素体晶粒尺寸不均匀性对钢的性能的作用。据大量的金相观察和图像分析测定，一般可把$C.V_A \leqslant 1.50$视作相对均匀的铁素体组织，把>1.50以上视作不均匀铁素体组织。性能试验的结果如表2和图7，8所示。由图7可见，除A9，A11偏离σ_S-$d^{-\frac{1}{2}}$关系直线较远外，均匀铁素体与不均匀铁素体组织都符合直线关系，回归分析相关系数r=0.95。不均匀度较大的A9，A10和A11与平均尺寸相同的均匀组织比较，强度分别要低10，6，23MPa，从上述的试验结果看，当$C.V_A < 2.80$时，铁素体混晶对屈服强度不产生明显影响，屈服强度和铁素体晶粒平均尺寸之间仍符合Hall-Petch关系式。

性能与铁素体组织参数 表2

试样号	A1	A2	A3	A4	A7	A10	A9	A11	A15	A18	A19	A17	A13
σ_S, MPa	301	311	314	344	390	304	287	323	338	375	399	364	—
FATT, ℃	44	28	18	2	−32	47	56	11	8	2	−28	6	−48
平均直径, μm	48.9	27.7	23.7	14.1	6.4	29.5	42	14	13.1	11.2	7.4	8.8	6
$C.V_A$	1.60	1.50	1.40	1.35	1.39	2.40	2.28	2.85	1.83	1.76	1.36	2.00	—

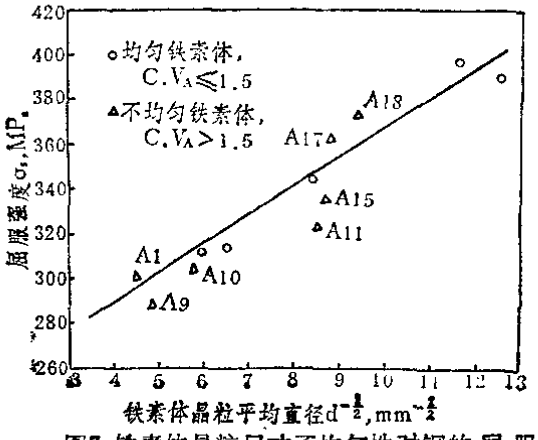


图7 铁素体晶粒尺寸不均匀性对钢的屈服强度σ_S的影响

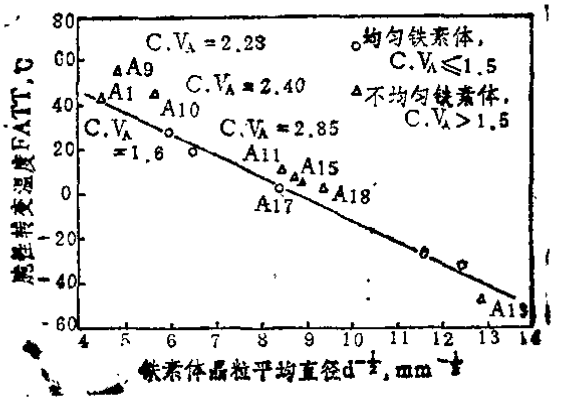


图8 铁素体晶粒尺寸不均匀性对脆性转变温度的影响

铁素体混晶对钢的脆性转变温度FATT的影响见图8。将均匀组织回归得到如下公式，$FATT(℃) = 84 - 9.5d^{-\frac{1}{2}}$，相关系数r为0.996，不均匀组织的FATT与均匀组织的FATT的差值Δ(FATT)大小，与平均晶粒尺寸有关，经计算得到，当铁素体晶粒尺寸$d_F > 10\mu m$时，不均匀组织使FATT提高7～19℃。当平均晶粒尺寸d_F在10～14μm，$C.V_A$=1.70～2.85时，FATT仅提高7～8℃，只有当d_F很大的A9，A10，铁素体混晶才对FATT产生18～19℃的明显影响。

当$d_F \leqslant 10\mu m$，铁素体混晶对FATT没有升高作用。

一般认为钢的断裂应力σ_f与晶粒尺寸有密切关系，平均晶粒尺寸较小时断裂决定于裂纹的扩展；当晶粒尺寸很大时，断裂决定于裂纹的形成。如上所述，混晶度大且平均直径也大才会对FATT产生明显影响，这可能是由于平均直径相同下不均匀组织中其大晶粒的绝对尺寸比均匀组织的大且占数量多，这时大晶粒形成裂纹比均匀组织要容易些，大晶粒中裂纹一旦形成就会很快传播，导致韧性下降。平均晶粒尺寸小时，平均尺寸相同下，虽然不均匀组织中形成裂纹比均匀组织可能容易，但不均匀组织中细小晶粒数量比均匀组织的要多4%以上，这些更多的很细的晶粒对解理裂纹的扩展将起更大的阻碍作用，因此韧性不会受到损害。可见在控制轧制钢中，只要充分细化铁素体晶粒，使其细到10μm以下，即便产生严重混晶，对钢的韧性也无有害作用。

三、结　论

1. 控轧HSLA钢铁素体晶粒尺寸的不均匀性可用参数$C.V_A$定量评定。（$C.V_A \approx \frac{S_A}{\bar{A}}$，$S_A$为晶粒面积标准差，$\bar{A}$为平均面积）。

2. 铁素体晶粒尺寸的$C.V_A$主要决定于轧前奥氏体晶粒平均直径及进入未再结区形变时奥氏体晶粒平均直径d_A，d_A越大，$C.V_A$也越大。加热时奥氏体的混晶大小对铁素体晶粒尺寸的$C.V_A$的影响不明显。

3. 在未再结晶区轧制，随轧制温度升高，铁素体晶粒尺寸的$C.V_A$降低，在完全再结晶区轧制时，铁素体晶粒尺寸较大，但$C.V_A$很低。

4. 在未再结晶区形变能增大$C.V_A$值。未再结晶区形变量对$C.V_A$的影响存在一极大值，极大值所对应的变形量随未再结晶区轧前d_A的增大而增大。d_A较小时，较小的形变量就能使铁素体晶粒尺寸均匀，d_A较大时，需要较大的形变量。

5. 在未再结晶区形变，铁素体的$C.V_A$随轧后冷速的加快而减小，缓冷（炉冷）铁素体混晶远比空冷严重得多。

6. 未再结晶区形变的奥氏体促进$\gamma \rightarrow \alpha$转变形核的不均匀性，$C.V_A$值由形核的不均匀程度与形变带分布的不均匀程度共同决定。

7. 当$C.V_A \leqslant 2.00$以下，铁素体混晶对钢的屈服强度无影响，仍符合Hall-Petch关系式。

8. 铁素体混晶对钢的脆性转化温度FATT的影响与铁素体晶粒平均尺寸d_F有关，当$d_F \leqslant 10\mu m$，混晶对FATT无影响，当$d_F > 10\mu m$，$C.V_A > 1.7$，铁素体混晶使FATT提高7—19℃，d_F越大，$C.V_A$也大时，提高的越多。

参考文献

(1) Malcolm J.Gray, Willian Wilson.G., Mechanical Working and Steel Processing, 14th III January 19, 1972, P174

(2) Thomasm, Hoogendoorn and Spanraft M.J., Microalloying, 75, P75～85, Union Carbide Corporation, New York, 1977

(3) Isaokzasu et, ibid, P126～128

(4) Murray John Stewart, The Hot Deformation of Austenite, P47, A.I.M.E, New York,

（下转第29页）

〔9〕 宗贵升，潜科学杂志，1（1986），P14
〔10〕 Wagner C.，Z.Elektrochem，1961，65，P581
〔11〕 Lifshitz I.M. and Slyozov V.V.，Phys. Chem. Solids，1961，19，P35
〔12〕 Speight M.V.，Acta Met.，1968，16，P133
〔13〕 Kreye M.，Z. Metallkde，1970，61，P108
〔14〕 Sauthoff G. and Kahlweit M.，Acta Met.，1969，17，P1501
〔15〕 Ardell A.J.，Acta Met.，1972，20，P61
〔16〕 Davies C.K.L. et al，Acta Met.，1980，28，P179
〔17〕 Brailsford A.D. and Wynblatt P.，Acta Met.，1979，27，P489
〔18〕 Voorhees P.W. et al，Metall Trans.，1984，6，P1081
〔19〕 Tsumaraya K. et al，Acta Met.，1983，31，P437
〔20〕 Hansen S.S.，Vander J.B. and Morris Cohen，Metall.Trans.，Vol.11A，1980，3，P387
〔21〕 宗贵升（硕士论文），北京钢铁研究总院，1986.5.
〔22〕 Stumpf W.E.and Sellars C.M.，The mechanisim of phase transformation in cystalline solids，Institute of Metals，London，1969，P120
〔23〕 Mukherjee T.and Sellars C.M.，The mechanism of phase transformation in cystalline solids，Institute of Metals，London，1969，P122
〔24〕 Doherty R.D.and Martin J.W.，Trans. Amer. Soc，Metals，1964，57，P874
〔25〕 徐温崇，马 翔，孙福玉，钢铁，Vol.20，3（1985），P34
〔26〕 Irvine K.J.，Pickering F.B.，，Gladman T. J.，Iron Steel Inst.，1967，205，P161
〔27〕 田中智夫等，"Microalloying 75"，中译本"钢的微合金化及控制轧制"，冶金工业出版社，1984，P132
〔28〕 孙福玉，徐温崇，金属学报，Vol.22，1（1986），B23
〔29〕 马 翔，金属学报，Vol.21，1985，B222
〔30〕 Pickering F.B.，钢的微合金化及控制轧制，冶金工业出版社，1984，P11

（上接第36页）

1977
〔5〕 Mcy W.J.，Tegart and Gittins A，ibid，P20～23
〔6〕 Cuday L.J.，Mettall. Trans.，Vol.15A，January 1（1984），P87～98
〔7〕 Isao Koiasu et.，Trans. Iron and Steel Inst. Jpn，Vol.12，1972，P305
〔8〕 Cheng J.H.and Embury J.D.，Canadian Metallurgical Quarterly，Vol.21，3（1982），P299～308
〔9〕 卢文增、何宣柱，钢铁钒钛，4（1984），P35
〔10〕 Dimicco D.R. and Davenport A.T.，The thermomechanically processing of microalloying austenite，Aug. 1981，P59，AIME
〔11〕 Tanaka T. et.，ibid，P195～215
〔12〕 Amin R.K. and Pickering F.B.，ibid，P377～403
〔13〕 崔文暄 等，钢铁，6（1984），P11—15
〔14〕 崔文暄 等，轧钢理论文集，1985，第三集（中），P245～252