铌钒微合金钢中应变诱导析出及强化机理研究

宗贵升 徐温崇 孙福玉

(北京钢铁研究总院)

从理论和实验两方面研究了Nb,V微合金钢中析出相的应变诱导析出和粗化动力学。对应变诱导析出相粒子的尺寸分布和在变形后等温过程中粒子尺寸的变化规律作了探讨，得到了微合金钢中两种类型的应变诱导析出动力学曲线和考虑形变影响的粒子粗化动力学表达式。此外，探讨了析出相在三阶段控轧中的重要作用。结果指出，微量元素在α中的析出量，不仅影响析出强化效应本身，而且控制着位错，亚结构强化效应的发挥。讨论了复合添加微量元素的优越性。同时，用轧向和横向嵌镶块尺寸的比值Dγ/Dα代替位错密度，并找到一个能表征织构强化的参数，来估算材料的屈服强度，结果令人满意。

Ⅰ.应变诱导析出和粗化动力学研究

一、引论

微合金化钢的形变热处理是最近二十多年中黑色冶金最重要的进展之一。二十世纪五十年代，低碳钢的强度大约是250MPa，现在可以在低（微）合金钢中得到400～600MPa的强度。其原因之一是控制轧制的引入。再就是特殊微量合金元素的添加。

由于微合金钢中的微量元素在提高钢的性能方面处于重要地位，这些元素的碳氮化物的析出，溶解及其与回复、再结晶的相互作用成了热门研究课题。人们对析出物的类型，优先成核位置和采用形变热处理来改善析出物分布的可能性作了大量研究[1—3]，讨论了轧制参量与化学计量对钢中微量元素的碳氮化物应变诱导析出的影响[4]。应变对析出相粒子有诱导析出、加速粗化的作用[5]；对应变诱导粒子析出完成后的粗化规律的研究指出，粒子的生长规律形式上仍满足原始的LSW理论，只是速率常数增大了，认为是位错管扩散和亚结构促进扩散的结果[6]。然而，他们对应变诱导析出，加速粗化的温度，变形量等因素未作充分的考虑，对引入变形后的粒子粗化理论公式的探讨未见成功的报导；对形变对粒子平均尺寸分布的影响缺少系统的研究；对析出过程中粒子平均直径的变化规律的研究更少。本文针对以上问题进行探讨。

二、微合金化钢中第二相的析出与粗化

本节试图结合实验事实，对应变诱导第二相等温析出与粗化动力学理论作一初步探讨。

（一）第二相等温析出动力学

1. 两种类型的应变诱导等温析出动力学曲线

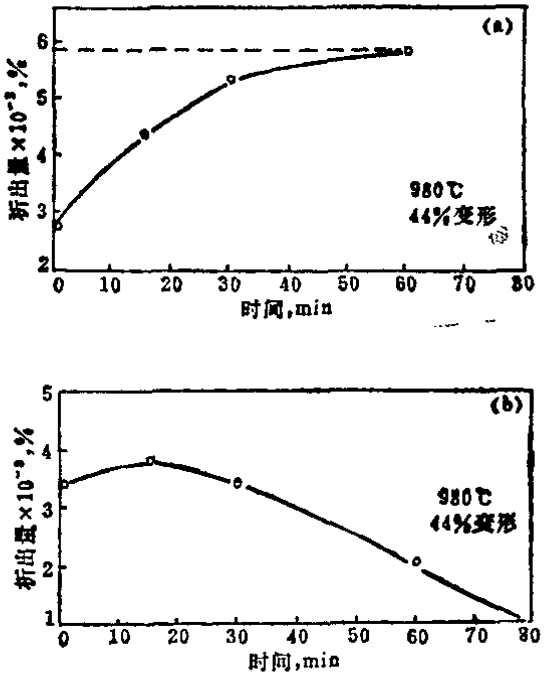
将钢坯加热到1180℃保温30min，然后冷到1158℃进行第一阶段轧制，一道次压下20%，再空冷到980℃，第二阶段控制两道次共压下36%。接着在980℃等温0，15，30，60min，等温后立即淬火。研究用钢的化学成分见表1。

钢的化学成分（wt%）　　表1

钢	Mn	Si	Nb	V	N	C
0.07Nb	1.50	0.26	0.07	<0.003	0.013	0.098
0.17V	1.50	0.38	—	0.17	0.014	0.103

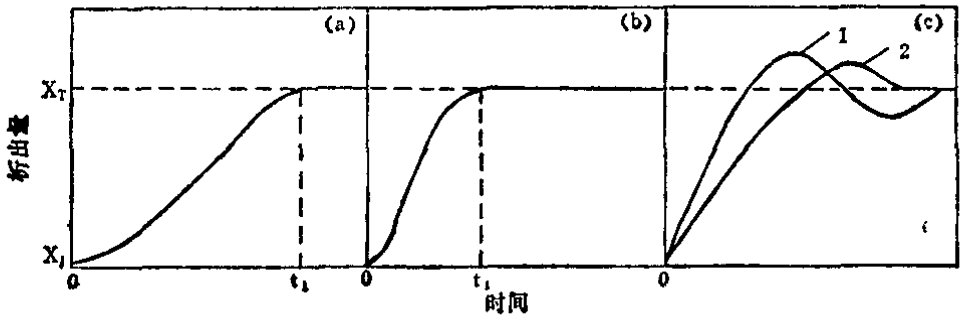
用定量相分析法测定了这两种钢中的微量元素在不同等温时间下的析出量如图1所示。图中虚线表示980℃平衡析出量。可见，在本实验条件下，Nb的析出动力学曲线的形状和无变形时过饱和固溶体中的溶质原子等温析出情况相似，而V的析出显示出由于变形引入的析出波动性。在与此相同的实验条件下，Nb-V微合金钢中（Nb,V）（C,N）的析出则出现析出振荡现象[7]。

如果我们把一定温度下有应变诱导析出和回溶出现的析出现象叫过调析出，那么对变形后等温过程，目前观测到的应变诱导析出动力学曲线可归为两种基本的类型如图2所示。图2b与图2a相比，只是达到平衡的时间t_1大大缩短了。此时，变形使析出相形核率增加了，加快了析出速度。此时析出动力学曲线仍可用等温方程



(a) Nb钢　　(b) V钢

图1 变形后等温析出动力学曲线



a. 无变形的情况　　b. 第一种类型　　c. 第二种类型

图2 应变诱导析出动力学曲线分类

来描述：

$$X=\left(X_T-X_i\right)\left(1-e^{-at^n}\right)+X_i$$

式中：X—某时刻的析出量

t—时间

X_i，X_T—X的初值和终值，

a，n—动力学参数，n是无量纲的，且恒为正值。

图2c表示第二种类型的析出动力学曲线，其特征是有过调析出。显然，系统中有完全相反的两个现象控制着过程的进展。当动态析出量小于平衡析出量时，系统中应变储能和化学势的作用是一致的，即促进析出，从而曲线一开始上升很快，达到最大值时，应变和化学势的作用达到平衡，此后则化学势迫使回溶占主导地位，即出现了回溶现象。动态析出量在回溶过程中达到析出平衡所需时间如果小于t_1，将会出现超越析出平衡量继续回溶的现象，称之为过回溶现象。反之，则不会出现过回溶现象。图2c中的曲线1，2分别示意了这两种情况。可见，析出过回溶现象除了和温度、变形量等因素有关外，还和析出元素本身的性质有关。

应当指出，金属在变形时，温度会出现波动，先升温后又趋于稳定。此外，因为能量存储的机制不同，其释放的先后亦不同，能量释放本身就是波动的[8]。这些因素可能是造成析出反复波动—振荡现象的主要原因。

2．应变诱导等温析出动力学的定量工作

对上述应变诱导析出动力学曲线，我们曾从系统分析的观点对其作了数学描述，即建立了析出振荡的数学模型，将两种类型的析出动力学曲线用一个方程来描述[9]。得到微合金钢中一定条件下变形后等温过程中，碳氮化物析出量与时间t的关系为：

$$X_{(t)}=X_T\left[1-\frac{1}{\sqrt{1-\xi^2}}e^{-\xi\omega_n t}\sin\left(\omega_n\sqrt{1-\xi^2}t+\phi\right)\right]$$

$$\phi=\mathrm{tg}^{-1}\frac{\sqrt{1-\xi^2}}{\xi} \qquad (1)$$

式中：X_T为T温度下的平衡析出量，ξ与变形量、变形温度有关，ω_n反应析出过程的快慢程度。由于式中各量的物理意义不很明确，上式与应变诱导等温析出动力学的定量表述还差得很远，有待进一步探讨。

（二）第二相长大（粗化）动力学

1．粒子粗化理论

对析出相粒子粗化理论的研究已进行了三十多年，在此期间发展起来的粒子粗化的各种理论给出了平均颗粒半径$\bar{r}$与等温时间t的几种关系。若界面控制的长大速率时，$\bar{r}\propto t^{\frac{1}{2}}$[10]，而扩散控制的长大速率时，$\bar{r}\propto t^{\frac{1}{3}}$[11]，如果由晶界扩散控制，则$\bar{r}\propto t^{\frac{1}{4}}$[12]，而$\bar{r}\propto t^{\frac{1}{5}}$则表达粒子由于溶质原子沿位错管扩散而长大的过程[13]。尽管许多工作者为使这些理论更好地与实验结果吻合，进一步考虑了畸变、体积分数以及跨越效应等对粗化的影响，得到了一些修正公式[14-19]，但对上列$\bar{r}\propto t^{\frac{1}{n}}$关系本身没有实质性的改变。

引入变形后，由于形变加速粗化的程度与析出和回复、再结晶发生的次序有关[20]，在回复过程中，小角晶角、亚结构促进扩散，使得粗化动力学速率增大[6]，从而我们不得不考虑同一系统中析出相的形核、长大和基体的回复、再结晶

之间的相互作用。这样，使得$\bar{r}$与t的关系不能只是单纯的$\bar{r}\propto t^{\frac{1}{n}}$，问题变得很复杂。

2. 形变促使粗化的理论探讨

形变引起点阵应变和点阵缺陷，部分能量以弹性应变能、位错以及平面缺陷的方式存储下来。这些能量对析出、粗化、回复和再结晶有重要的影响。对于粒子的粗化受多种因素所控制。若在体扩散控制粗化的基础上来考虑的话，用能量分析方法处理促进粗化的其它因素，则我们获得新的表达式[21]：

$$\bar{r}^3-\bar{r}_0^3=kt+\frac{kE_0}{\alpha RT}(1-e^{-\alpha t}) \qquad (2)$$

$$k=\frac{8}{9}\frac{D_M\sigma V_m C_0(\infty)}{RT}$$

式中：k叫做速率常数，$\bar{r}$是粗化开始后时间t时的平均粒子半径，$\bar{r}_0$是粗化开始时的平均粒子半径，σ是粒子-基体间的界面能，$C_0(\infty)$是溶质原子在基体中的平衡摩尔浓度，V_m是粒子中溶质原子的摩尔体积，R是气体常数，D_M是温度T°k时溶质原子在无变形基体中的扩散系数。E_0为过程开始时（t=0）的内储能，α为一与温度有关的常数。

显然，E=0和t→0或∞时，（2）式又回到了LSW原始理论，即体扩散控制粒子粗化的机制[10,11]。故（2）式是考虑应变对粗化影响的粒子粗化理论表达式。

（2）式所描述的粗化动力学曲线如图3所示。这与T.Chandra等对微合金钢中Nb（C,N）粗化的研究[6]，Stumpf和Sellars以及Mukherjee等对淬火+回火钢中析出物粗化的研究[22,23]和Doherty等对冷加工+退火Al-Cu合金中析出相粗化的研究[24]所得的实验曲线形式完全一致。我们的实验也得到了同样的结果。

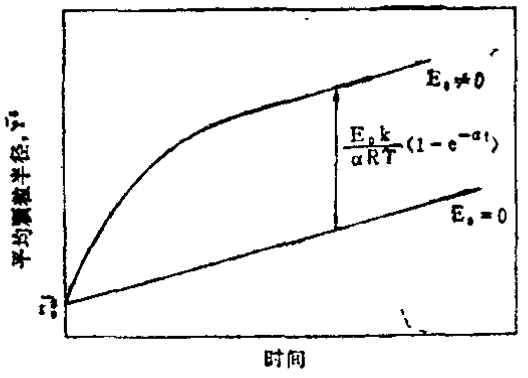


图3 考虑应变影响的粒子粗化动力学曲线示意

三、含Nb微合金钢中Nb（C,N）应变诱导析出和粗化动力学研究

（一）实验方法

1. 热模拟实验

试验用Nb钢，其化学成分见表1。热压实验是在压力膨胀仪上进行的。试样尺寸为φ8×12mm。压下方向沿其轴向。试样先加热到1250℃保温10min固溶处理，然后在75s内冷到一定变形温度变形后等温。选择三种变形温度（1100℃，1000℃和850℃），每一种温度采用五种不同的压下量（0，10，30，50，70%），而每一变形后用四种不同的保温时间（0，5，15和30min）保温后水淬，共用六十个试样。

2. 萃取复型制备及观察

将受压面研磨、抛光后，用10%AA溶液电解腐蚀[25]，制得萃取碳复型样品，在EM-400电镜下观察析出相的平均尺寸，

颗粒分布和形貌，用能谱及电子衍射法对颗粒进行物相鉴定。

3．粒子平均尺寸测定

用图象分析仪（Leiztz T.A.S)测定了各种变形量下析出相粒子的平均直径及分布。本工作只计入了小于1000Å的粒子。

（二）实验结果

1．物相鉴定

从析出颗粒的能谱成分分析结果得知颗粒含Nb量较高（图4）。颗粒的选区衍射获得多晶环(图5)，测得其点阵常数为4.43Å。已知NbC的点阵常数a=4.47Å，而NbN的点阵常数a=4.37Å，从而可认为颗粒为Nb(C,N)。单晶电子衍射，测得a=4.42Å。

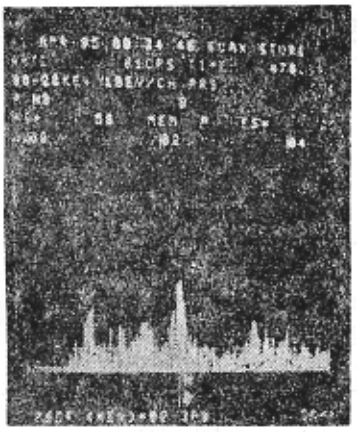
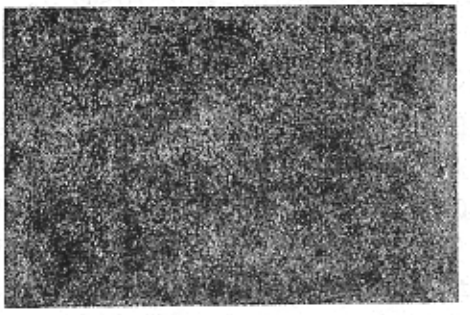


图4 析出相的X射线能谱分析

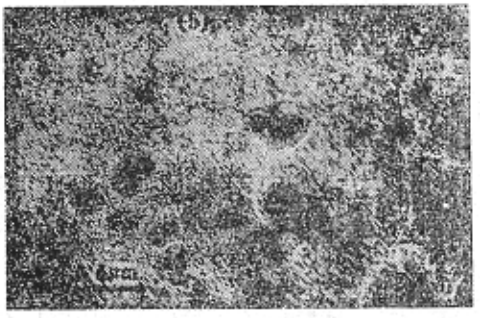
图5 Nb(C,N)多晶衍射环(萃取复型)

2．Nb(C,N)形貌(图6)和尺寸分布

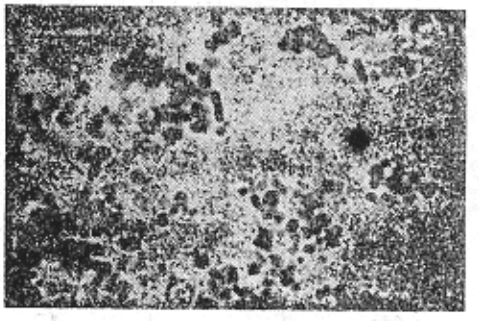
根据Nb(C,N)的溶度积公式[26]，



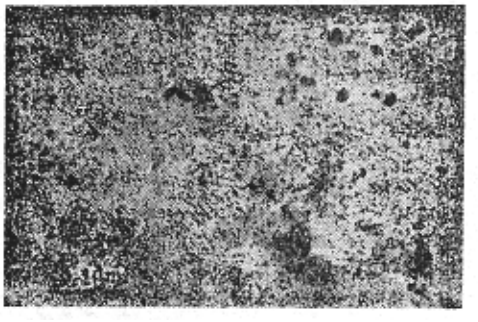
(a) 未溶的Nb(C,N) 28000×



(b) 1100℃等温5 min 28000×



(c) 1000℃等温5 min 105000×



(d) 850℃等温5 min 105000×

图6 Nb(C,N)析出

Nb(C,N)在1250℃的溶解极限为0.0598，故在1250℃有少量未溶的Nb(C,N)（图6a），电镜观察Nb(C,N)为四边形。

图7为850℃变形70%条件下，Nb(C,N)颗粒直径的统计分布。对于未变形的固溶体中析出相粒子的尺寸分布是准正态的分布[11]，与本实验中未变形的和1100℃,1000℃变形10%的Nb(C,N)析出相粒子尺寸分布基本相符。对于应变诱导析出存在的情况下其粒子尺寸分布为对数正态分布，如图8所示。

3. Nb(C,N)的等温析出

1100℃ Nb(C,N)等温析出动力学曲线（$\bar{d}$～t）如图9所示。可以看到，不变形时Nb(C,N)平均直径$\bar{d}$随时间t的延长而减少，但下降是缓慢的，表明此时析出是个较慢的过程。变形10%则是稍稍加快了析出进程，使得同一等温时间内粒子尺寸比不变形时析出的小些。变形大于10%，使得粒子平均尺寸达到粗化临界尺寸的时间大大缩短，并促进了粗化。变形30%和50%时，粗化符合$\bar{d} \propto t^{\frac{1}{3}}$规律，是动态Ostwald熟化过程，速率常数大约分别为84nm³/s和230nm³/s，比正常的Ostwald熟化速率常数大三个数量级，与文献[5]的结果一致。70%变形时，粗化过程与形变促进粗化的理论（见2.2节）中的式（2）所描述的一致。在此温度下

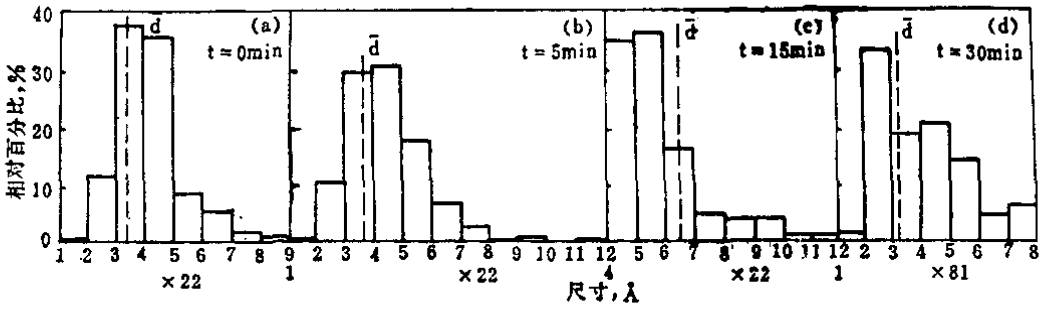


图7　Nb(C,N)颗粒在850℃变形70%等温析出颗粒直径的统计分布

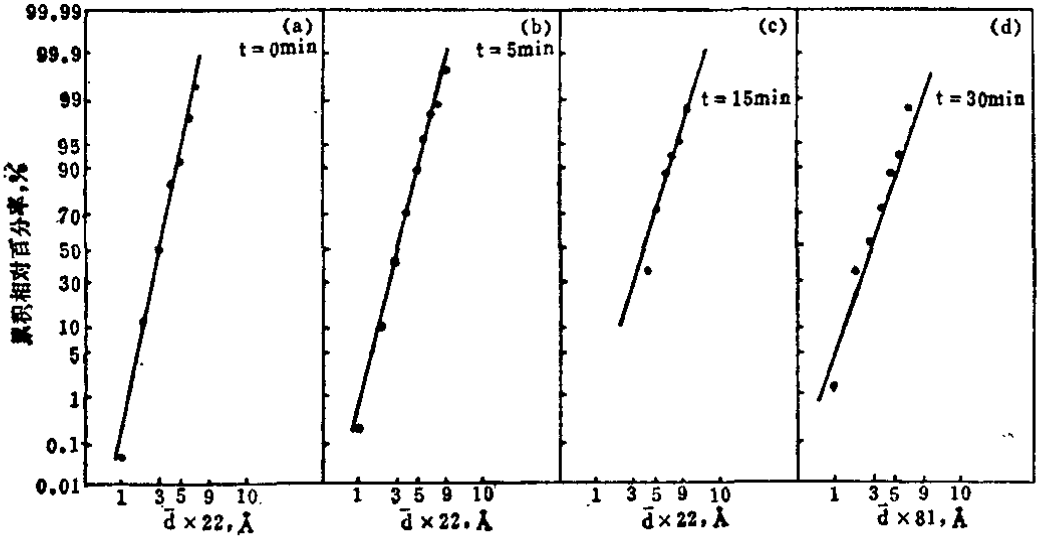


图8　Nb(C,N)尺寸符合对数正态分布（850℃，70%变形）

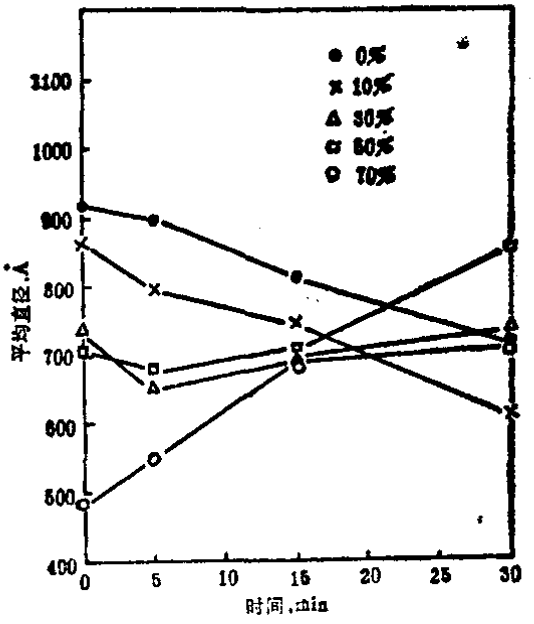


图9 1100℃等温析出Nb(C,N)平均尺寸变化情况

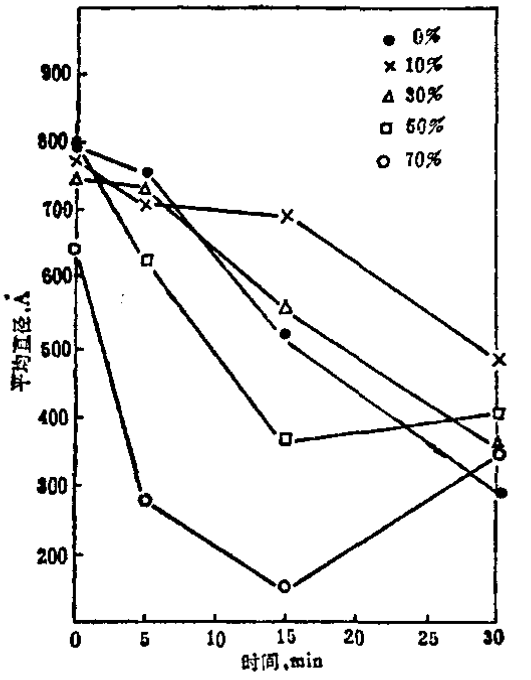


图10 100℃等温析出Nb(C,N)平均尺寸的变化

析出颗粒较大（见图6b），随着变形量加大粗化加快。

1000℃等温析出的Nb(C,N)平均直径动力学曲线见图10，与图9相比有明显的差别。不变形时由于过饱和度较大，从而析出较快，致使平均颗粒尺寸较1100℃时下降快些。小变形时因变形加速析出的同时也加速了粗化，使得变形10%，30%对析出过程的影响在$\bar{d}\sim t$关系曲线上反映不很明显。变形50%，70%则表现出明显的诱导析出，加速粗化的作用。该温度下颗粒普遍比1100℃的小（图6c）。

850℃等温析出平均粒子尺寸动力学曲线画在图11中。不变形时，由于过饱和度大而温度较低，使得平均粒子直径随时间的变化与1100℃的情况相似。有变形时，平均粒子直径急剧下降，到一极小值后又开始上升。应变诱导析出的粒子细小且弥散（图6d），15min后$\bar{d}$为100Å左右。

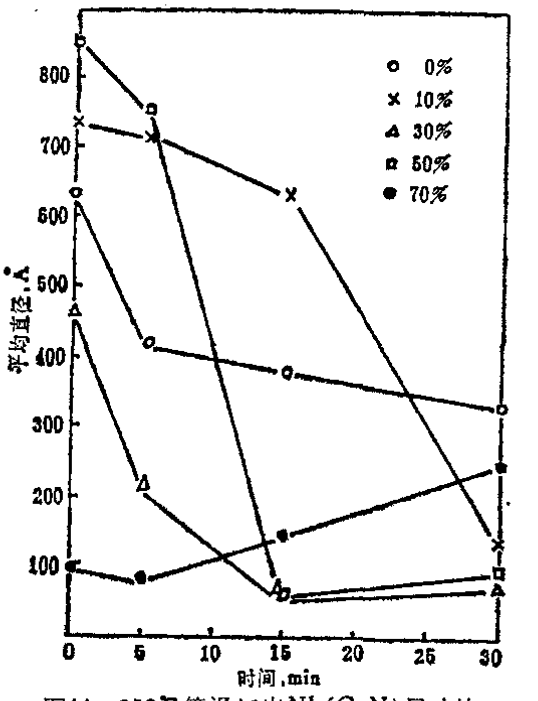


图11 850℃等温析出Nb(C,N)尺寸的变化

此外，在实验中，我们在200多个样品中普遍观察到这样一个现象：一旦应变诱导析出产生，原始未溶的大颗粒会溶解掉。

（三）讨论

1. 应变对析出相粒子平均尺寸及其分布的影响

三个不同温度下变形后等温Nb(C,N)析出的观察表明，应变对析出的作用主要表现为促进形核，长大(粗化)。但应当指出，变形怎么去影响Nb(C,N)粒子的析出过程，影响的程度有多大，不仅仅取决于变形量，而且还依赖于承受变形系统的温度、过饱和度等因素。在1100℃，由于温度较高，位错易运动，内储能小而消失又快，加上该温度下过饱和度较小，析出达到平衡量的时间较短，因而变形将以促进粗化为主要方式起作用。在850℃，温度较低而过饱和度较高，位错等缺陷运动较困难，内储能高而释放延续时间长，这时的应变能施展其诱导析出、加速粗化的本领。而1000℃等温时，系统的情况介于上述两者之间，其表现结果亦是如此。

显然，应变对析出的作用要看与应变能释放过程同步的是析出的哪一阶段。若析出处于形核阶段，则应变诱导析出，即促进形核，加快析出过程；若析出处于第二阶段（粗化阶段），则应变加速粗化。1100℃和850℃析出相粒子平均尺寸的变化情况能很好地说明这一点。

应变的诱导析出加速粗化的作用，使得变形后的析出相粒子尺寸分布与不变形的有所不同，一般是改变了粒子尺寸分布的两端值，破坏了原来的准对称分布，使得尺寸分布由准正态分布转而成对数正态分布。

2. 变形后等温Nb(C,N)粗化动力学

变形后等温过程中Nb (C,N)的粗化动力学很复杂。析出过程中因形核数目的增多，使得平均颗粒直径$\bar{d}$下降，而因始终存在的粗化过程又致使$\bar{d}$增大，这样两种变化性质完全相反的现象控制着粒子长大过程的进行。幸运的是，尽管粒子尺寸的变化过程如此复杂，我们仍能将其归为两种基本的动力学曲线。如图12所示。图中AB段是由于应变诱导析出引起平均粒子尺寸下降，BO段是当平均尺寸达到临界粗化尺寸时伴随析出的粒子粗化。若析出达到平衡量时，内储能仍未完全消失，则粗化规律如图中OC段。若内储能完全消失，则为OD段。曲线Ⅰ在形式上与未变形时粒子粗化规律相同，只是OD段粗化的速率常数高些，AB段下降快些。应当明确，图中MC段所示的粗化速率比OD段高些，这是由于MC段粒子开始Ostwald熟化前的平均半径$\bar{r}_0$较高的缘故。$\bar{r}_0$与粗化驱动力有关，$\bar{r}_0$越大析出相与基体间的界面能越高，粗化驱动力越大。

四、结　论

1. 微合金钢变形后等温过程中，微

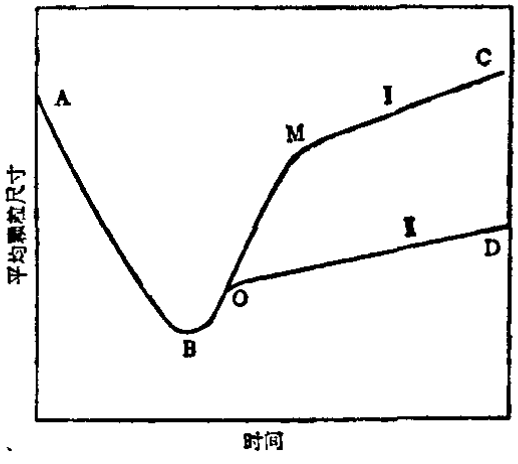


图12　析出相平均尺寸动力学曲线示意图

量元素的碳氮化物析出动力学曲线可以分为两种类型。析出波动现象可以通过分析应变储能和化学势在析出过程中的表现来解释。

2. 考虑应变对粒子粗化的影响，我们得到粗化过程中粒子平均半径 $\bar{r}$ 与时间 t 的关系为

$$\bar{r}^3-\bar{r}_0^3=kt+\frac{E_0k}{\alpha RT}(1-e^{-\alpha t})$$

该式与许多前人所作的实验事实定性一致。

3. 含Nb微合金钢在奥氏体区应变诱导析出Nb(C,N)，析出粒子尺寸符合对数正态分布。

4. 形变对析出的作用，由与应变储能释放过程同步的析出过程决定，储能释放与形核过程同步时，则形变促使形核，加速析出过程，与粗化同步时，则加速粗化。

Ⅱ. 微合金控轧钢的强化机制分析

一、引 言

控轧常采用三阶段轧制法，其目的是：使钢材在高温再结晶区通过形变再结晶使γ晶粒充分细化；然后待温度降至γ→α相变前的未再结晶区，使细化了的γ晶粒进行多道次的变形积累，而获得微细的α晶粒。使屈服强度提高[27, 28]。

本工作的目的是对诸强化效应进行分析和估算，为进一步改善工艺，挖掘材料的强度潜力提供依据。

二、实验方法与结果

(一) 控轧程序

用表1所列的Nb钢进行三阶段控轧试验。Ar_3 为780℃，Ar_1 为620℃[28]。据此我们制定了在γ单相区和 (α+γ) 双相区的控轧制度。

将钢锭锻成55×55×200mm的板坯，在1180℃加热30min，然后在小型轧机上进行三阶段、六道次控轧，具体程序见图13。

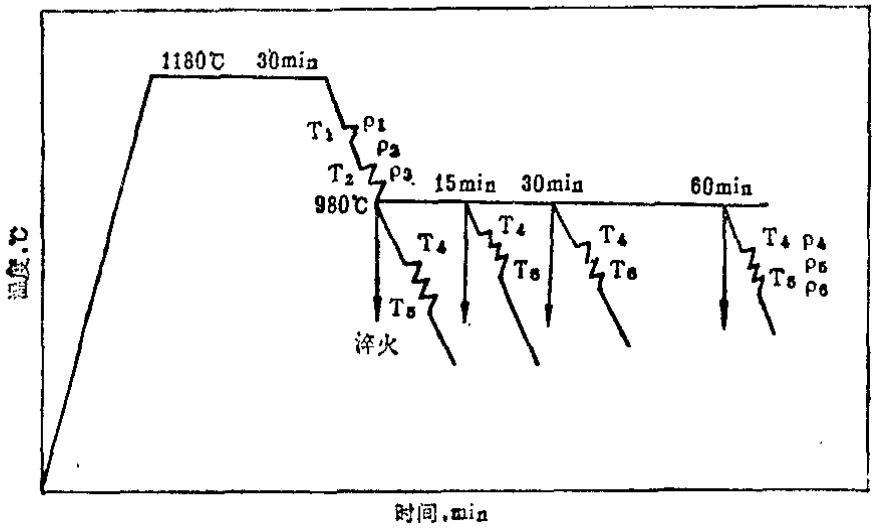


图13 控轧程序示意图

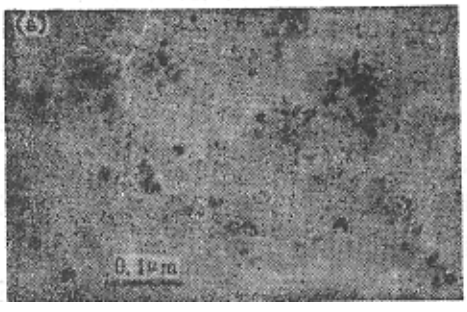
控轧温度：T_1 = 1158℃，T_2 = 1000℃，T_3 = 980℃，T_4 = 830℃，780℃和730℃，T_5 = 780℃，730℃和680℃

形变量：ρ_1 = 20%，ρ_2 = 21.4%，ρ_3 = 18.2%，ρ_4 = 33%，ρ_5 = 30%，ρ_6 = 29%

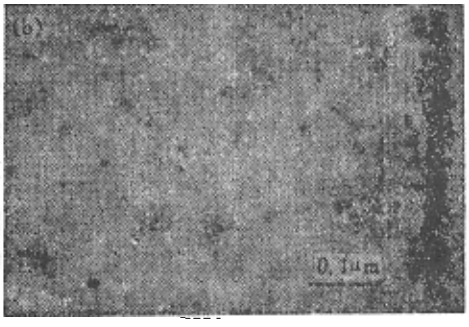
980℃不同等温时间下的立即淬火样品是为观察Nb(C,N) 980℃前的析出情况，计算有效析出体积分数准备的。

（二）金相、电镜、相分析和力学试验

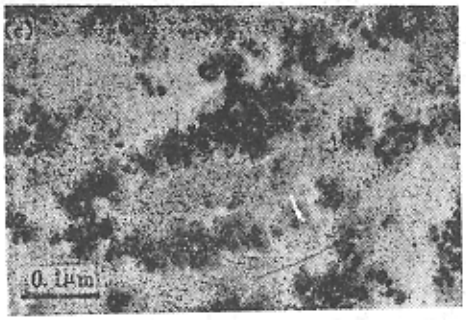
沿轧板的横向取样。金相组织为铁素体＋珠光体，在780℃和730℃终轧时，α晶粒为等轴的；而终轧温度为680℃时，α晶粒被拉长。用截距法测定的平均α晶粒尺寸$\overline{d}$列于表2中。用萃取复型样品在EM-400电镜上观察了析出相Nb(C,N)的析出情况，见图14。用图象分析仪测定了析出相粒子的平均直径$\overline{x}$；用新的萃取分离定量相分析方法[29]，测定了Nb的析出量；用单轴拉伸试样测得各制度下的屈服强度值。以上各值均列于表2中。



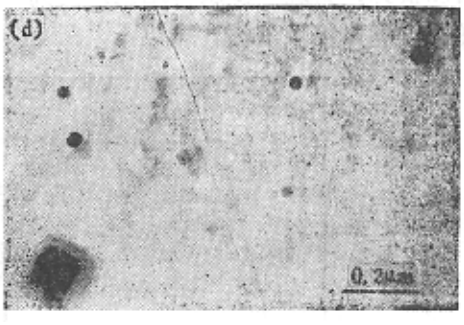
(a) 980℃等温0min，780℃ 终轧



(b) 980℃等温0min，730℃ 终轧



(c) 980℃等温0min，680℃ 终轧



(d) 980℃等温30min，680℃ 终轧

图14　应变诱导Nb(C,N)析出

（三）X射线衍射分析

取与轧向垂直的平面和侧面薄片，制成尺寸为20×20×3mm的X光试样，经研磨后，用15%高氯酸溶液电解抛光，消去加工应力。进行X射线线形分析，测得两个面的嵌镶块尺寸和织构系数列于表2和表3中。

实　　验　　数　　据　　表 2

980℃保温时间 min	终轧温度 ℃	试样号	铁素体晶粒尺寸 $\bar{d}$ (μm)	析出相平均尺寸 $\bar{x}$ (Å)	析出相有效体积分数 f_V (%)	嵌镶块尺寸D，位错密度ρ(1/cm²) 轧向 D_γ (Å)	横向 D_α (Å)	$\rho=\frac{3}{((D_\gamma+D_\alpha)/2)^2}$	D_γ/D_α	屈服强度 σ_y (横向) (N/mm²)
0	780	34	5.4	144	0.032	906	901	3.7×10^{10}	1.006	477
	730	35	5.2	95	0.030	903	789	4.8×10^{10}	1.144	498
	680	36	5.1	69	0.032	1393	685	6.4×10^{10}	2.033	542
15	780	38	6.5	218	0.016	771	879	3.9×10^{10}	0.877	442
	730	39	5.7	183	0.017	1292	923	3.5×10^{10}	1.400	467
	680	40	5.8	164	0.018	1181	866	4.0×10^{10}	1.333	470
30	780	42	6.6	810	0.007	849	763	5.2×10^{10}	1.112	421
	730	43	6.1	302	0.007	—	—	—	—	459
	680	44	6.0	214	0.009	—	—	—	—	461
60	780	46	7.4	865	0.004	820	740	5.5×10^{10}	1.115	409
	730	47	6.1	788	0.003	—	—	—	—	435
	680	48	6.2	604	0.005	—	—	—	—	439

织　构　系　数　　表 3

980℃保温时间 min	终轧温度 ℃	试样号	轧向(r) P(110)	轧向(r) P(200)	轧向(r) P(211)	横向(d) P(110)	横向(d) P(211)	横向(d) P(222)	* A_M
0	780	34	1.489	0.980	0.971	1.205	1.119	0.847	1.509
	730	35	1.482	1.245	0.841	1.165	1.115	0.940	1.721
	680	36	1.885	1.200	0.667	1.362	1.066	7.068	2.073
15	780	38	1.748	0.970	0.964	1.144	1.125	1.069	2.781
	730	39	1.401	1.170	0.899	1.221	1.144	0.929	1.099
	680	40	1.907	1.239	0.724	1.434	1.100	0.904	1.699
30	780	42	1.444	1.045	0.982	1.148	1.040	1.155	2.362
60	780	46	1.374	1.080	1.044	1.245	1.021	1.119	1.571

* $A_M = (P(110)r+P(211)r-2) / (P(110)d+P(211)d-2)$

三、讨　论

（一）显微组织成份参数对屈服强度的贡献

人们对定量分析微合金化控轧钢的显微组织、成份参数和屈服强度之间的关系做了许多研究，一般采用

$$\sigma_{y_0}(N/mm^2) = 54 + 32.3\,(\%Mn) + 83.2(\%Si) + 17.4d^{-\frac{1}{2}} \quad (3)$$

来估算[30]。式中d—铁素体晶粒尺寸(mm)，成分是以重量百分比来描述。（3）式中第一项是晶格摩擦阻力σ_i，最后一项是晶粒细化效应对强度的贡献，而其余项为固溶强化项σ_S。上述诸强化效应的计算值列于表4中。

（二）其它强化效应对屈服强度的贡献

由（3）式计算的屈服强度仅适用于通过点阵摩擦，溶质元素和晶界的直接作用来强化的钢种，在含微合金元素的控轧钢中，屈服强度还应包括析出强化σ_p，位错强化σ_d和织构强化σ_T以及亚结构强化。屈服强度σ_y的表达式可以写成：

$$\sigma_y = \sigma_{y_0} + \sigma_P + \sigma_d + \sigma_T + CK_SL^{-\frac{1}{2}} \quad (4)$$

式中$CK_SL^{-\frac{1}{2}}$为亚晶强化项，C为含有亚晶的α晶粒在全部晶粒中的比例系数，K_S为亚晶细化的强化因子，L为亚晶尺寸(mm)

最近的研究表明[2]，对低碳微合金化控轧钢，用

$$\sigma_y = \sigma_{y_0} + \left[\sigma_d^2 + \sigma_P^2 + \left(CK_SL^{-\frac{1}{2}}\right)^2\right]^{\frac{1}{2}} \quad (5)$$

来估算强度更有效。但若无亚结构（C小到可以忽略），σ_p又很小，则（4）式与（5）式的计算值是差不多的。

1. 析出强化估算

析出相强化σ_P的计算通常采用

$$\sigma_P = \frac{4.8Gb\sqrt{f_V}}{2.36\pi^{\frac{3}{2}}\overline{x}} \ln\left(\frac{\overline{x}}{2b}\right)$$

屈 服 强 度 估 算（单位：N/mm^2） 表 4

980 ℃等温时间 min	终轧温度 ℃	试样号	σ_{y0}			σ_p	σ_d	$\sigma_y-\sigma_{y0}-\sigma_p$	计算屈服强度值			σ_y 实验值
			σ_1	σ_s	$K_{yd}^{-\frac{1}{2}}$ (K_y=17.4)				式(4)	式(5)	式(6)	
0	780	34	54	70	237	31	150	85	542	514	470	477
	730	35	54	70	241	41	171	92	577	541	491	498
	680	36	54	70	244	43	198	131	609	571	549	542
15	780	38	54	70	216	16	154	86	510	495	439	442
	730	39	54	70	230	19	146	94	519	501	464	467
	680	40	54	70	228	21	156	97	529	509	468	470
30	780	42	54	70	214	4	178	79	520	516	409	421
	730	43	54	70	223	8	—	104	—	—	—	459
	680	44	54	70	225	12	—	100	—	—	—	461
60	780	46	54	70	202	3	183	80	512	509	408	409
	730	47	54	70	223	3	—	85	—	—	—	435
	680	48	54	70	221	4	—	90	—	—	—	439

来估算。式中G是切变模量，b为柏氏矢量 $\bar{x}$，$\bar{f}_V$ 是析出相的平均直径和体积分数。对本实验用钢，取 $G=8.3\times10^4 N/mm^2$，$b=2.48\times10^{-7}mm$，计算结果也列在表 4 中。

2．位错、亚结构及织构强化的贡献

位错和亚结构强化一般分别用位错密度和亚晶尺寸来描述，织构强化则没有定量描述的表达式。位错密度和亚晶尺寸都需用透射电镜观测金属薄膜而得，难度比较大。为了发挥X射线衍射仪简便、快速的特长，我们试图用X射线衍射所得的参数来估算强度。

用X射线衍射测得轧板横向和轧向的嵌镶块尺寸，发现如果用 $\rho=3/D^2$ 将其转换成位错密度来估算强度，无论是代入(4)还是(5)式，误差都很大。这显然是这种“位错密度”本身的问题，因为 $\rho=3/D^2$ 的模型过于简化。此外，位错强化除了和位错密度有关外，还应和位错组态有关，如亚结构实质上是一种位错组态。考虑这一点，我们试图寻求能表达位错，亚结构强化的参数。结果发现，轧向和横向的嵌镶块尺寸之比 D_r/D_d 与 $(\sigma_y-\sigma_{y0}-\sigma_P)$ 有关。D_r/D_d 实质上反映了位错滑移过程中遇到相干衍射区界面的可能性，因为 D_r/D_d 的值反映了嵌镶块在最大切应力方向的大小。

关于织构强化，我们用滑移面(110)和(211)在轧向横向的绝对择优值，即它们的织构系数减 1，组成参数

$$A_M=(P_{(110)r}+P_{(211)r}^{-2})/(P_{(110)d}+P_{(211)d}^{-2})$$

来表征织构对强度的贡献，值得指出的是，这里的绝对择优值应是正值，负值表示在此方向该面指数并无择优，对强度当然没有贡献。因此，我们将绝对择优值为负值的不计入 A_M 内。我们这里考虑的是织构对横向拉伸屈服强度的贡献，滑移面平行或垂直于拉伸方向择优取向都会引起位错滑移的困难，因此，用 A_M 表征织构在最大切应力方向造成的位错滑移困难程度是合适的。

用 D_r/D_d 及 A_M 对 $(\sigma_y-\sigma_{y0}-\sigma_P)$ 进行二元回归，得到

$$\sigma_y-\sigma_{y0}-\sigma_P=56D_r/D_d+12A_M$$

其相关系数为0.997，最终回归方程的F值验值为464，线性很好。

因此，对于本实验条件，屈服强度可以用

$$\sigma_y=\sigma_i+\sigma_S+\sigma_P+17.4d^{-\frac{1}{2}}+56D_r/D_d+12A_M \qquad (6)$$

来估算。

参考文献

(1) Smirnov M.A., Bulanov Yu.P., et al, Phys. Met. Metallog. 41, 2(1976), P150

(2) Honeycombe R.W.K., Scand J, Metall, 8, 1979, P21

(3) Crooks, M.J., Garraff-Reed A.J., et al, Metall. Trans., 1981, 12A, P1999

(4) Amin R.K., Butterworth G. and Pickering F.B., Hot Working and Forming Processes, 1979, P27

(5) Weiss I. and Jonas J.J., Met. Trans, Vol.11A, 1980, P403

(6) Chandra T., Weiss I. and Jonas J.J., Met. Sci, Vol. 16, 1982, P97

(7) 马翔，徐温崇，钢铁研究总院学报，Vol. 5, 4(1985)，P481

(8) Martin J.W., Doherty R.D., Stability of Microstructure in Metallic Systems, Cambridge University Press, 1976, P89, 107, 210

〔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