

· 试验研究 ·

## Nb 微合金化低碳贝氏体钢的再结晶和应变诱导析出

易 敏 熊化冰 林志峰 陈 涛  
(首钢总公司技术研究院,北京 100041)

**摘 要** 通过 Gleeble-2000 热模拟试验机研究了 850 ~ 1 050 °C 双道次变形(第 1 道次 60%, 20 s<sup>-1</sup>, 第 2 道次 20%, 10 s<sup>-1</sup>) 及不同道次间隔时间(10 ~ 50 s) 对含铌低碳贝氏体钢( % : 0. 21C, 1. 50Cr, 0. 20Mo, 0. 047Nb) 再结晶的影响和应变诱导析出 Nb(CN) 与热变形奥氏体再结晶的相互作用。结果表明, 该钢在 1 000 ~ 900 °C 变形 10 s 后, 开始应变诱导析出 Nb(CN), 延迟静态再结晶过程; 通过双道次变形, 可获得 ≤ 10 μm 奥氏体晶粒。

**关键词** Nb 微合金化 低碳贝氏体钢 热变形 应变诱导析出 再结晶

## Recrystallization and Strain-Induced Precipitation in Niobium Microalloying Low Carbon Bainitic Steel

Yi Min, Xiong Huabing, Lin Zhifeng and Chen Tao  
(Research Institute of Technology, Shougang Group, Beijing 100041)

**Abstract** The effect of two-pass deformation - first pass 60%, 20 s<sup>-1</sup>, second pass 20%, 10 s<sup>-1</sup> at 850 ~ 1 050 °C and different holding time (10 ~ 50 s) - between passes on recrystallization of Nb microalloying low carbon bainitic steel (0. 21C, 1. 50Cr, 0. 20Mo, 0. 047Nb) and the interaction between thermal-deformed austenite recrystallization and strain-induced precipitation of Nb(CN) have been studied by Gleeble-2000 thermal simulation test machine. Results showed that with deformation of steel at 1 000 ~ 900 °C for 10 s, the strain-induced precipitation of Nb(CN) began to delay austenite recrystallization process; and ≤ 10 μm austenite grain size could be got by two-pass deformation.

**Material Index** Nb Microalloying, Low Carbon Bainitic Steel, Hot Deformation, Strain-Induced Precipitation, Recrystallization

铌的作用主要是通过沉淀强化控制奥氏体晶粒尺寸而在一定程度上细化其组织, 改善钢的韧性和抗疲劳性能<sup>[1]</sup>。本试验设计了一种含 Nb 的低碳贝氏体钢, 铌在这类钢中的作用是未溶的 Nb(CN) 细小颗粒可以阻止再结晶, 避免在热处理或热加工过程中奥氏体晶粒长大。在生产轧制过程中, 控制细小 Nb(CN) 颗粒弥散析出, 控制相变前奥氏体晶粒尺寸, 有利于后续热处理工艺过程中奥氏体晶粒的细化。

### 1 试验材料和过程

试验用钢用 100 kg 真空感应炉冶炼, 化学成分(%) 为: 0. 21C、0. 96Mn、0. 49Si、0. 047Nb、1. 50Cr、0. 20Mo。冶炼母料锻造成 40 mm × 40 mm 方坯, 轧成 Φ18 mm 钢材, 再加工成 Φ8 mm × 15 mm 柱状热模拟试样。试验在 Gleeble-2000 热模拟试验机上进行, 试验工艺见图 1; 将试样以 30 °C/s 速度加热到 1 150 °C, 保温 5 min, 然后以 10 °C/s 冷却到变形温度, 变形温度分别为 1 050, 1 000, 950, 900, 850 °C。第 1 道次变形量 60%, 变形速率 20 s<sup>-1</sup>, 变形间隙保温时间 1, 5, 10, 20, 50 s; 第 2 道次变形量 20%, 变形速率 10 s<sup>-1</sup>, 3 s 后淬火。

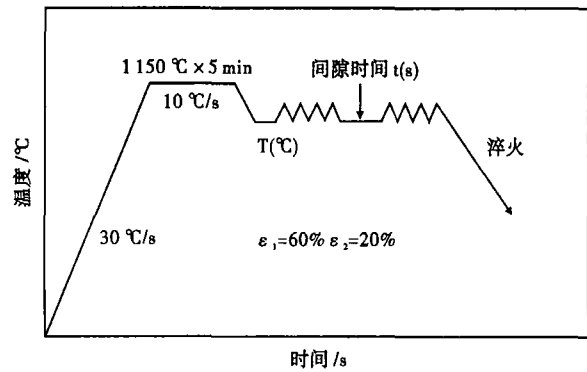


图 1 双道次变形热模拟试验工艺简图

Fig. 1 Schematic of thermal simulation process of two-pass deformation

多道次变形过程中, 两道次变形间隙时间奥氏体再结晶百分数  $x$  可用下式<sup>[2]</sup> 计算:

$$x = \frac{\sigma_1 - \sigma'_y}{\sigma_1 - \sigma_y} \quad (1)$$

式中:  $\sigma_1$ - 变形达到  $\epsilon_1$  时的应力;  $\sigma_y$ - 奥氏体的屈服强度应力;  $\sigma'_y$ - 变形后恒温保持一定时间再发生塑性变形的屈服应力。

试验过程中计算机自动采集冲程和力的数据,

根据冲程和力换算成应变和应力。再计算道次间隔时间内的再结晶率。

### 2 试验结果

由图 2 可知,试验钢随着变形温度提高再结晶率呈现上升趋势,且随着变形间隙时间的增加,再结晶率呈现上升趋势。但在 1 000, 950, 900℃ 变形再

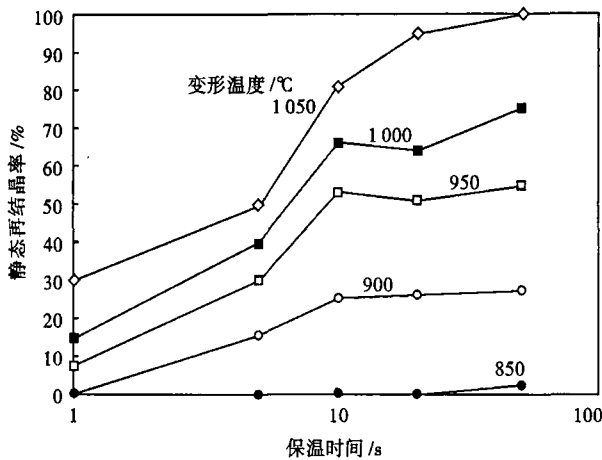


图 2 试验钢热变形过程中变形奥氏体静态再结晶率曲线,  $\epsilon = 60\%$

Fig. 2 Curves of static recrystallization percent of deformed austenite in test steel during hot deformation,  $\epsilon = 60\%$

结晶率曲线上出现了平台,即在间隔时间为 10 s 至 50 s 这段时间内,静态再结晶趋势出现停滞。静态再结晶率曲线中出现平台形状类似于已研究的铌钽微合金化钢所显示出的形状<sup>[3]</sup>,它与铌钽的碳氮化物颗粒的析出有关。

在本试验条件下,1 050 °C 变形时,再结晶率曲线没有出现明显的平台,可以认为,高温变形后,铌的析出速度不大。但随着变形温度降低,产生位错数量增加,变形后钢中回复、再结晶进行缓慢,因而加大了此过程中铌的析出速度。因此 1 000 °C 以下变形,经过一定保温时间,形变诱导 Nb(CN) 颗粒开始析出,静态再结晶在此阶段内被中止,使再结晶率曲线出现平台,直到沉淀析出完成,此后静态再结晶继续进行直到终了<sup>[3]</sup>。

1 050 °C 变形道次间隔时间为 1 s 到 5 s 时间内,再结晶率为 25% ~ 50%,为部分再结晶区;道次间隔时间为 10 s 到 50 s 时间内,再结晶率达到了 80% 以上,完成了静态再结晶,为完全再结晶区。然而由图 3(a1 ~ e1) 可看出,不同道次间隔时间后再次经过第 2 道次 20% 变形后,奥氏体晶粒随着间隔时间增加逐渐粗大。这是由于第 1 道次变形后,在

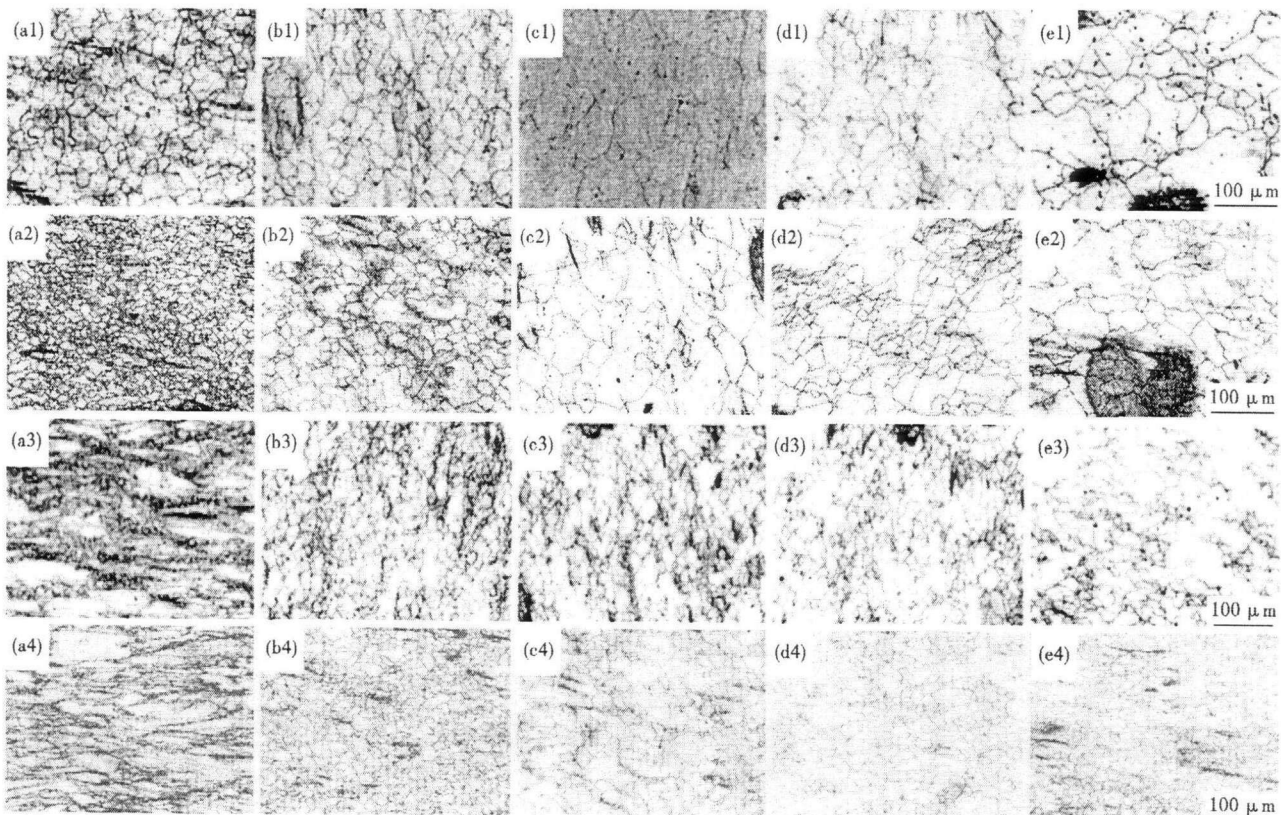


图 3 试验钢变形奥氏体晶粒长大趋势图:变形温度 1 050 °C (a1 ~ e1), 1 000 °C (a2 ~ e2), 950 °C (a3 ~ e3), 900 °C (a4 ~ e4); 变形后停留 1 s (a1 ~ a4), 5 s (b1 ~ b4), 10 s (c1 ~ c4), 20 s (d1 ~ d4), 50 s (e1 ~ e4)

Fig. 3 Deformed austenite grain evolution in test steel reduced at 1 050 °C (a1 ~ e1), 1 000 °C (a2 ~ e2), 950 °C (a3 ~ e3) and 900 °C (a4 ~ e4) after reduction holding for 1 s (a1 ~ a4), 5 s (b1 ~ b4), 10 s (c1 ~ c4), 20 s (d1 ~ d4) and 50 s (e1 ~ e4)

道次间隔时间内,奥氏体发生回复、部分再结晶、完全再结晶过程;再经过第2道次变形后,双道次变形后产生的应变积累引起的应变提高,随着道次间隔时间的增加而越来越小。这样,在随后的停留3 s时间内,应变积累量越大的热变形组织发生完全再结晶,晶粒细化,见图3(a1)、(b1),应变积累量越小的组织发生部分再结晶,出现混晶组织,见图3(c1)、(d1)、(e1)。

当1 000 °C第1道次变形后,在间隔时间约为10 s时,1 000 °C变形再结晶完成60%,950 °C变形再结晶完成约50%时,铌开始析出,在10 s到50 s的道次间隔时间内,再结晶过程停滞,这是由于固溶于奥氏体中的铌与位错的相互作用阻止晶界的迁移。由图2可知,1 000 °C变形,间隔时间为1 s到50 s范围内,为部分再结晶区。由图3(a2~e2)可知,在1 000 °C双道次变形后,随着道次间隔时间的延长,奥氏体晶粒大小趋势与1 050 °C变形后的晶粒大小趋势一致。

随着变形温度的降低,由图3(a3~e3, a4~e4)可知,950,900 °C双道次变形后,晶粒进一步细化,如900 °C变形后晶粒平均尺寸为9.4 μm。950 °C第1道次变形后停留时间为1 s时,再结晶率低于10%,为未再结晶区;再经过第2道次累计变形后,由图3(a3)可见在奥氏体晶粒变形带上有部分再结晶的细小晶粒。900 °C经过第2道次累计变形后,由图3(a4)可见在奥氏体未再结晶变形带。950,900 °C变形,道次间隔为5 s到50 s的时间内,为部分再结晶区,经过第2道次累计变形后,发生完全再结晶,晶粒得到均匀的细化,而且随着道次间隔时间的增加,晶粒长大趋势缓慢,这是由于析出的Nb(CN)颗粒,钉扎奥氏体晶界,使整个组织晶粒长大趋缓。

当850 °C变形时,在本试验条件下所有的道次间隔时间内,都未发生再结晶,再结晶率低于10%,为未再结晶区。

### 3 结果分析

尽管固溶的Nb溶质原子能显著地推迟再结晶,但固溶Nb阻止再结晶细化晶粒远远满足不了实际生产的需要。如图3(c1),1 050 °C经过间隔时间为10 s的双道次变形后,奥氏体在很短的时间内再结晶然后晶粒急剧长大(晶粒尺寸75 μm)。因此对于线棒材高温粗轧阶段,必须控制道次间隔时间在尽量短的时间内或者控制较低的轧制温度,以

抵制再结晶后晶粒急剧长大。

在1 000~950 °C,由于应变诱导析出Nb(CN)细小颗粒延迟再结晶进程,使中轧阶段进入部分再结晶区。如在950 °C变形后10 s再结晶达到60%时,再结晶过程中止,但经过下道次的变形由于应变累积的效果,使变形量显著增加,同时,Nb(CN)颗粒阻止再结晶后晶粒长大,最终保证了部分再结晶区多道次变形后的晶粒细化。因此对于棒线材轧制,中轧和精轧阶段,轧制节奏快,多道次部分再结晶区轧制,结合形变诱导析出Nb(CN)可以获得≤10 μm的细小奥氏体晶粒。

精轧阶段,轧制节奏快,采用900 °C以下未再结晶区控轧,使细化了的奥氏体晶粒进行多道次的变形积累,在奥氏体晶粒内产生大量的位错亚结构和形变带[图3(a4)],既能促使贝氏体转变时大量形核,又能抵制贝氏体铁素体针的长大。

因此,在线棒材轧制每道次变形量固定和轧制节奏固定的条件下,合理控制粗轧、中轧、精轧阶段变形温度,可以最大程度的细化奥氏体晶粒组织。并且控制终轧温度900~850 °C进行轧制,也可以抑制终轧至相变前这段冷却过程中奥氏体晶粒的长大。

### 4 结论

(1) 对该成分的低碳贝氏体钢,在1 000~900 °C的变形温度条件下进行变形后约10 s,开始了形变诱导析出Nb(CN),使静态再结晶过程中止。

(2) 部分再结晶区双道次变形后,由于累积应变的效果,同时形变诱导析出Nb(CN)颗粒阻止晶粒长大,在950 °C以下温度变形,可获得晶粒尺寸≤10 μm均匀细小的奥氏体晶粒。

(3) 900 °C以下未再结晶区控轧,奥氏体晶粒内产生大量的位错亚结构和形变带,可抑制终轧至相变前冷却过程中奥氏体晶粒长大。

#### 参考文献

- 1 付俊岩. Nb微合金化和含铌钢的发展及技术进步. 钢铁, 2005, 40(8): 1
- 2 王有铭, 李曼云, 韦光. 钢材的控制轧制和控制冷却. 北京: 冶金工业出版社, 1995
- 3 Medina S F, Recrystallization-Precipitation Interaction Study of Two Medium Carbon Niobium Microalloyed Steels. ISIJ International, 1999, 39(9): 913

易敏(1973-),女,硕士,高级工程师,1998年北京科技大学毕业,钢铁材料新品种开发和研究。

收稿日期:2007-11-02