

低碳微合金钢微细板条状组织在单向拉伸中的反常转动*

杨善武 尚成嘉 王学敏 贺信莱

(北京科技大学材料物理系, 北京 100083)

摘要 采用光学与电子显微术研究了一种低碳微合金钢中充分细化的板条贝氏体组织的室温变形行为, 分析了拉伸变形样品中未变形区、均匀变形区与缩颈区的组织形态差别. 实验表明: 未变形区与均匀变形区中各束板条的空间取向(板条长轴的指向)基本是随机的; 但在缩颈区, 所有板条接近平行于拉伸轴向, 说明某些板条在拉伸过程中发生了大角度的转动, 这一现象不能单由晶体学得到解释. 通过与另外两组不同组织形态样品的对照比较, 发现板条转动程度与板条长度以及长宽比密切相关. 据此提出板条界面阻碍位错运动导致可动滑移系的自然选择与板条连续转动的机制.

关键词 低碳微合金钢, 板条状组织, 拉伸变形

中图分类号 TG142.41, TG111.7 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2003)06-0579-06

ABNORMALLY TURNING OF FINE LATH-LIKE MICROSTRUCTURES IN LOW CARBON MICROALLOYED STEEL DURING MONO-AXIS TENSION

YANG Shanwu, SHANG Chengjia, WANG Xuemin, HE Xinlai

Department of Materials Physics, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

Correspondent: SHANG Chengjia, associate professor, Tel: (010)62334910,

E-mail: cjshang@mater.ustb.edu.cn

Supported by National Key Basic Research and Development Programme of China (No.G1998061507)

Manuscript received 2002-07-29, in revised form 2002-11-19

ABSTRACT Optical examination and transmission electron microscopy were employed to investigate deformation behavior of ultra-fine lath-like bainite in a low carbon microalloyed steel at room temperature. Microstructures of undeformed part, uniformly deformed part and necking part of sample subjected to mono-axis tension were compared. It was found that the orientations of lath sheaves (represented by axis direction of laths) in undeformed part and uniformly deformed part are nearly random while the orientations of almost all laths are parallel to tension direction in necking part. It indicates that some laths have turned considerably large angle during tension, which is a phenomenon difficult to be explained by crystallography. By contrasting with other samples, it is revealed that the scale of lath turning is related to the length and the ratio of length to width of laths. A mechanism involving natural selection of practically movable slip system and continuously turning of laths due to inhibition of lath boundaries to motion of dislocation was proposed.

KEY WORDS low carbon microalloyed steel, lath-like microstructure, tensile deformation

结构材料中的板条组织, 特别是具有良好应用前景的微细板条组织的变形与断裂行为迄今为止尚缺乏系统的研究. 虽然在对马氏体形状记忆合金的研究中, 有关板条组织的变形行为已开展了不少工作^[1-6], 但侧重点全然不同. 本文拟开展相关的研究, 重在揭示相邻平行板条间

的小角边界对板条内的位错运动与裂纹传播的作用.

1 实验方法

实验材料为一种低碳微合金钢, 其化学成分(质量分数, %)为: C 0.033, B 0.0013, Mn 1.74, Nb 0.094, Ti 0.057, Ni 0.25 和 Mo 0.31. 实验钢在 25 kg 真空感应炉中冶炼, 经两阶段控轧成 6 mm 厚的钢板, 然后分别空冷到室温或空冷到特定温度后水冷. 这一工艺步骤可以保证该钢板得到微细的板条状组织^[7]. 一部分水冷钢板被重新加热到 1200 °C 等温处理 1 h 然后水冷, 得到粗大的

* 国家重点基础研究发展规划项目 G1998061507 资助

收到初稿日期: 2002-07-29, 收到修改稿日期: 2002-11-19

作者简介: 杨善武, 男, 1963 年生, 副教授, 博士

板条状组织, 为的是与微细板条组织对比. 轧后水冷与重加热淬火的钢板均在 675 °C 等温回火 3 h, 以确保试样的塑性性能. 从上述 3 种钢板中分别制取轴向平行于轧制方向的板状拉伸样品, 制样时保持原板面, 样品标距内长度 90 mm, 宽度 20 mm. 将样品以 3 mm/min 的拉伸速度单向拉伸至断裂, 断裂后均匀变形区的宽度约为 18 mm, 断面收缩率约为 70%. 金相观察主要针对垂直于板面的纵剖面进行. 机械磨抛后, 以 3% 硝酸无水乙醇溶液浸蚀观察面. 透射电镜样品通过双喷电解方法减薄, 电解液为 5% 高氯酸无水乙醇溶液, 工作电压为 70 V, 工作温度为 -20 °C. 所用电镜为 H-8100, 加速电压为 200 kV.

2 实验结果

2.1 变形前样品的组织特征

金相观察表明, 经上述处理后, 所有未变形样品均主要由板条状的贝氏体构成, 相邻的平行板条排列成束; 轧后水冷 (图 1a) 与轧后空冷 (图 1b) 样品中各束的空间取向, 也就是束中板条的长度方向, 与重加热淬火样品 (图 1c) 相比, 略倾向于轧制方向. TEM 观察 (见图 2) 表明, 在轧后水冷样品中 (图 2a) 板条既短 (<10 μm) 又窄

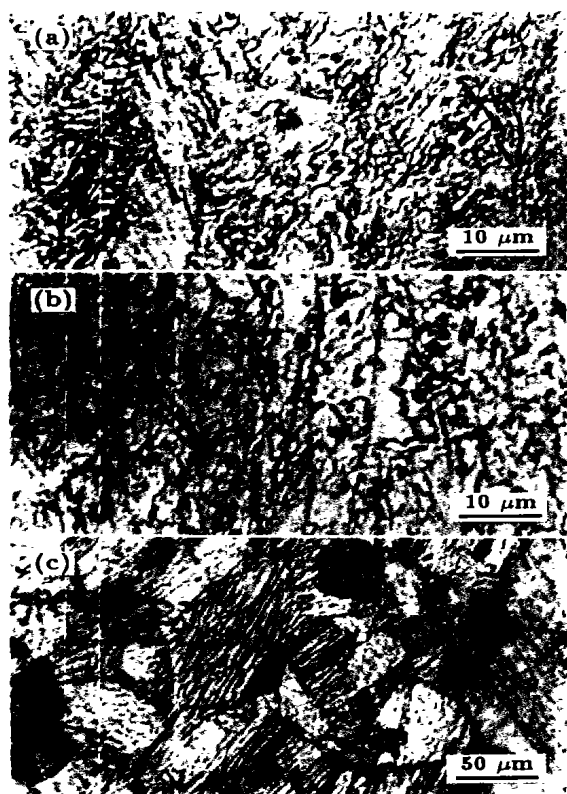


图 1 拉伸前样品的显微组织

Fig.1 Lath-like bainite microstructures of the low carbon microalloyed steel samples under different treatments after heat-rolling (a) cooled in water (b) cooled in air (c) reheated at 1200 °C



图 2 拉伸前样品的透射电子显微像
Fig.2 TEM images of the samples after rolling
(a) cooled in water (b) cooled in air

(长宽比 >10), 而轧后空冷样品中 (图 2b) 板条长度与之相近, 但长宽比明显较小. 重加热淬火样品中板条明显粗大, 长度一般大于 50 μm. 比较图 1 与图 2 可见, 在透射电镜下, 板条显得更窄, 一般只有在光学显微镜下所看到的板条宽度的三分之一左右, 这可能是光学显微镜分辨率较低所致. 因而, 光学显微镜下所看到的一根板条往往是由几根相邻的平行板条所组成.

2.2 板条状组织的拉伸变形与断裂特征

在各类样品拉伸后的均匀变形区内, 板条及板条束相对于变形前的排列取向变化不明显, 如图 3a, c 和 e 所示. 然而, 在缩颈区内, 情况明显不同. 在由长板条构成的重加热淬火样品内邻近断口的区域 (见图 3f), 板条明显更倾向于沿拉伸轴方向排列, 表明该区内板条发生了有选择性的转动.

相对于重加热淬火样品, 发生在微细板条构成的样品中的板条转动幅度则要大多. 在轧后水冷 (图 3b) 或空冷样品 (图 3d) 的缩颈区内, 几乎所有板条都变得平行于拉伸方向, 表明有些板条发生了很大角度的转动. 板条平行于拉伸轴的区域一直达到离断口 1 mm 以上的范围. 在这一区域与均匀变形区之间, 有一过渡区存在, 在此过渡区内, 板条取向从均匀变形区内的近无序逐渐演变到缩颈区内的几乎完全平行拉伸方向.

在轧后水冷样品的缩颈区内, 可以见到一些平行于拉伸方向的二次裂纹, 如图 3b 中箭头所指. 它们常常扩展 1 mm 以上, 贯穿整个缩颈区. 这种裂纹可能与板条的大幅度转动和 / 或缩颈区存在的横向应力相关. 然而, 在塑性更好的轧后空冷样品与板条转动程度较小的重加热淬火样品中, 很少发现这类裂纹.

各种样品在断口特征上也呈现明显差异. 由图 4 可见, 在轧后水冷的样品 (图 4a) 中, 断口台阶的一边与拉伸方向成大约 45° 角. 而另一边常与板条间界面平行, 也

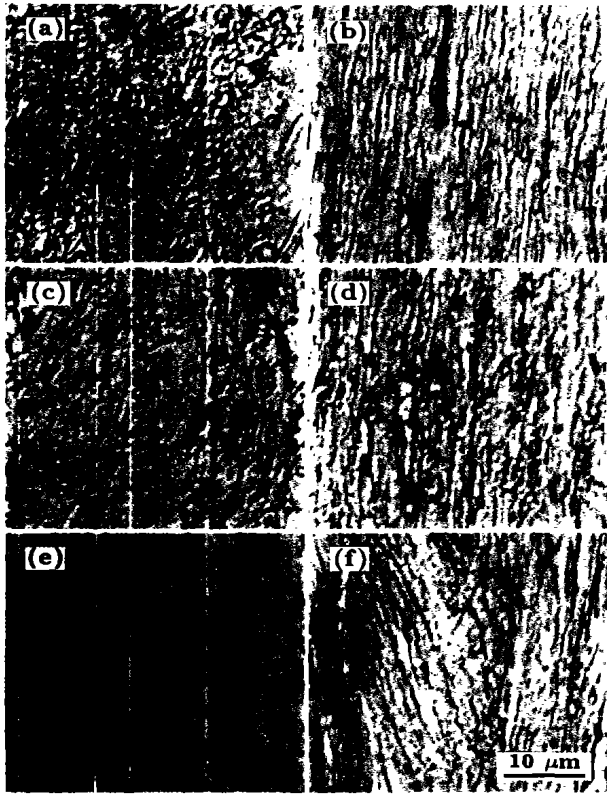


图 3 样品均匀变形区与缩颈区的组织

Fig.3 Micrographs of uniformly deformed parts (a, c, e) and necking parts (b, d, f) in the samples after tension (a, b) cooled in water (c, d) cooled in air (e, f) reheated at 1200 °C

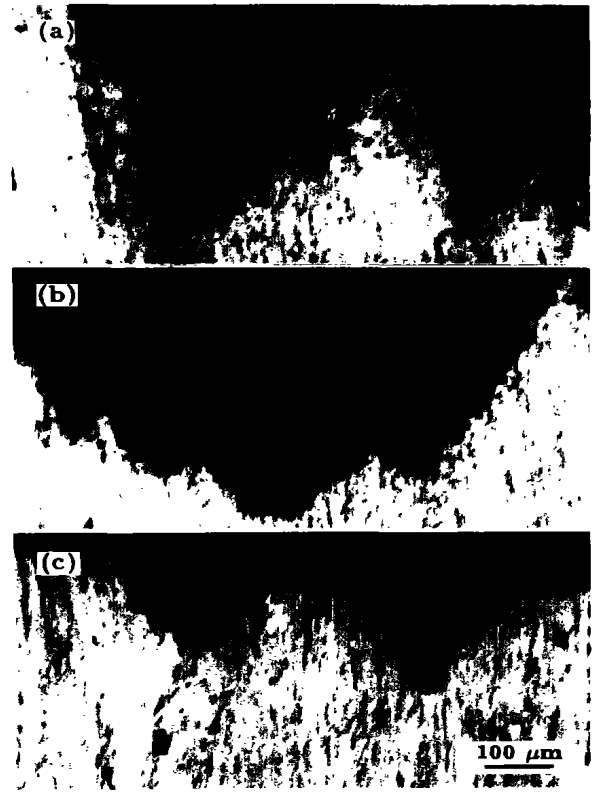


图 4 样品断口形貌

Fig.4 Cross-sectional fractographs of the samples (a) cooled in water (b) cooled in air (c) reheated at 1200 °C

就是近似平行于拉伸方向. 然而, 在轧后空冷 (图 4b) 与重加热淬火的样品 (图 4c) 中, 断口台阶的两边均与拉伸方向成大约 45° 角, 这是为了维持断裂沿着取向因子最大的方向和面积最小的截面造成的.

对轧后水冷样品缩颈区横截面的观察 (见图 5a) 显示, 此时组织仍呈板条状, 但各束板条的空间取向几乎是任意的, 这一情况完全不同于上面提到的纵剖面观察结果 (图 3b). 横截面与纵剖面的差别也能从二次裂纹的扩展特点上得到反映. 由图 5a 可见, 裂纹在横截面上呈现为波纹状, 而在纵剖面, 即使在贯穿整个缩颈区后, 裂纹仍保持为直线并平行于板条间界面 (见图 5b). 这是因为板条的三维形状是具有一定厚度的“片” (金相显微镜下观察到的板条是这些“片”的一个截面). 转动引起这些片平行于共同的“线” (拉伸方向), 但这些片并不都是相互平行. 这一现象暗示板条的转动可能是定轴转动, 而定轴转动是单滑移引起晶体转动的特征.

2.3 拉伸组织的 TEM 观察

在轧后水冷样品的缩颈区内, 虽然几乎全部板条显得是相互平行的, 但仍常常可以察觉它们在三维空间的取向

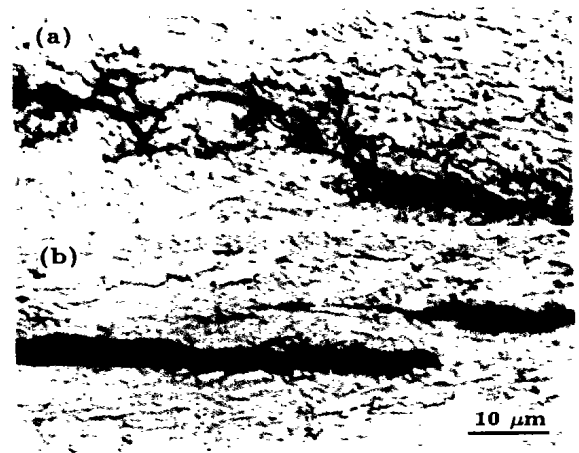


图 5 水冷样品缩颈部位的二次裂纹

Fig.5 The secondary cracks in necking parts of the sample cooled in water (a) on transverse section (b) on longitudinal section

差别. 板条宽度的明显不同有可能意味着它们在三维空间的取向是不同的, 如图 6a 中 A 和 B 所指的板条. 有时看到两根板条相互衔接似乎合成了一根长板条, 如图 6a

中 B 和 C 所示, 但 B 位置与 C 位置的电子衍射图 (图 6b 和 c) 表明, 它们的位向差别依然存在. 由图 7 可以看出, 在板条的衔接处, 位错密度明显增高, 可能是因为此处发生了位错堆积.

对轧后空冷样品的细致观察表明, 虽然在光学显微镜下缩颈区的所有板条显得都平行于拉伸方向, 透射电镜观

察表明, 这些板条自身往往是由更细的板条所组成, 而这些细板条并不一定平行于拉伸方向, 如图 8 所示.

在透射电镜观察中, 一个值得注意的现象是, 当相对于入射电子束倾转样品时, 同一板条内的大部分位错能同时出现 (图 9a) 或同时消失 (图 9b). 很可能这些位错具有相同的 Burgers 矢量, 并且在同一滑移系内产生.

3 讨论

由于所观察到的转动现象发生于多晶材料的缩颈区内, 很容易使人想到这种转动是由缩颈区的横向应力或板条束之间的相互作用造成的. 这两种作用确实会促使某些板条束转向拉伸方向, 但它们同样也会驱使另外一些板条束背离拉伸方向. 所以, 横向应力或板条束之间的相互作用不是导致板条束平行于拉伸方向的本质原因.

能够说明以上提到的各种实验现象的可能机制是: 在拉伸过程中, 除了板条束边界这样的大角晶界外, 平行板条间的小角晶界也能阻碍位错的运动. 这导致对板条内实际可动的滑移系统的自然选择. 在具有大的长宽比的微细板条内, 滑移面与板条宽面夹角最小, 滑移方向最靠近板条长轴的滑移系统中, 可以形成最长的位错塞集群, 造成最大的应力集中, 一旦其应力集中超过界面强度, 滑移就可突破界面的阻碍而持续进行. 同时其它的系统由于位错塞集群短, 不能克服界面的阻碍. 这样在样品的拉伸变形中, 单滑移将占据主导地位, 导致板条连续发生转动.

为了定量地讨论这一问题, 采用图 10 所示的简单模型, 所依据的基本原理取自文献 [8]. 设板条为长方体, 长为 l , 厚度为 t (金相照片上的板条宽度接近于它), 板条内仅有两个滑移系统, 令主滑移系的滑移面法线 \vec{N}_1 垂直于板条宽面, 滑移方向 \vec{S}_1 平行于板条长度方向; 共厄系统

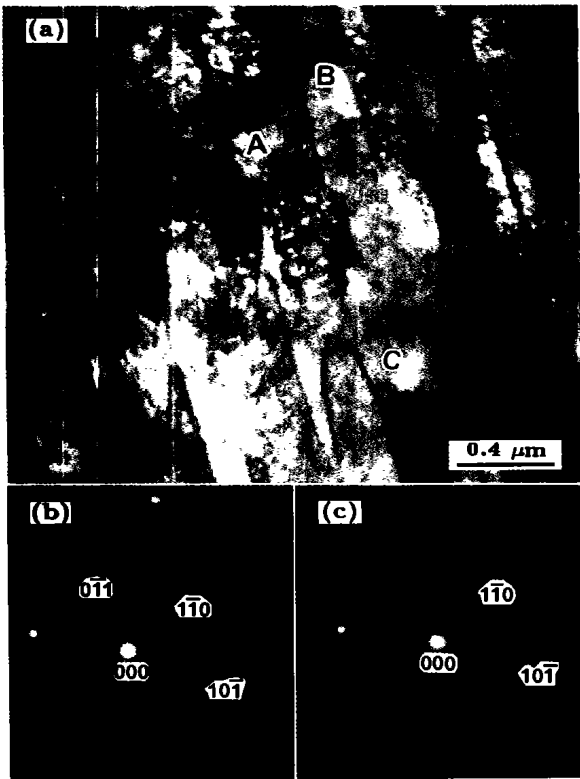


图 6 水冷样品缩颈部位的透射电子显微像

Fig.6 TEM image of necking part in the sample cooled in water

(a) bright-field image (b) diffraction pattern of position B (c) diffraction pattern of position C, showing orientation difference between positions B and C

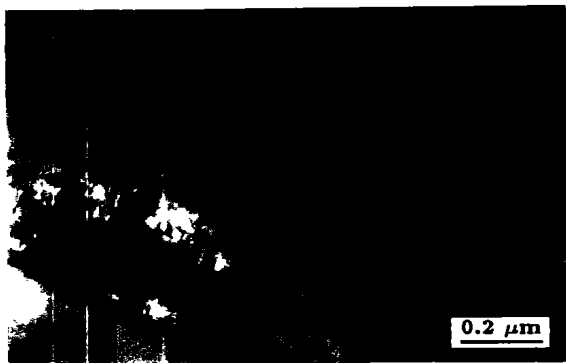


图 7 板条交接处的高密度位错

Fig.7 Dislocations with high density at joints of laths



图 8 空冷样品缩颈部位的透射电子显微像

Fig.8 TEM image of necking part in the sample cooled in air, showing sublaths in laths having long axis direction different to lath

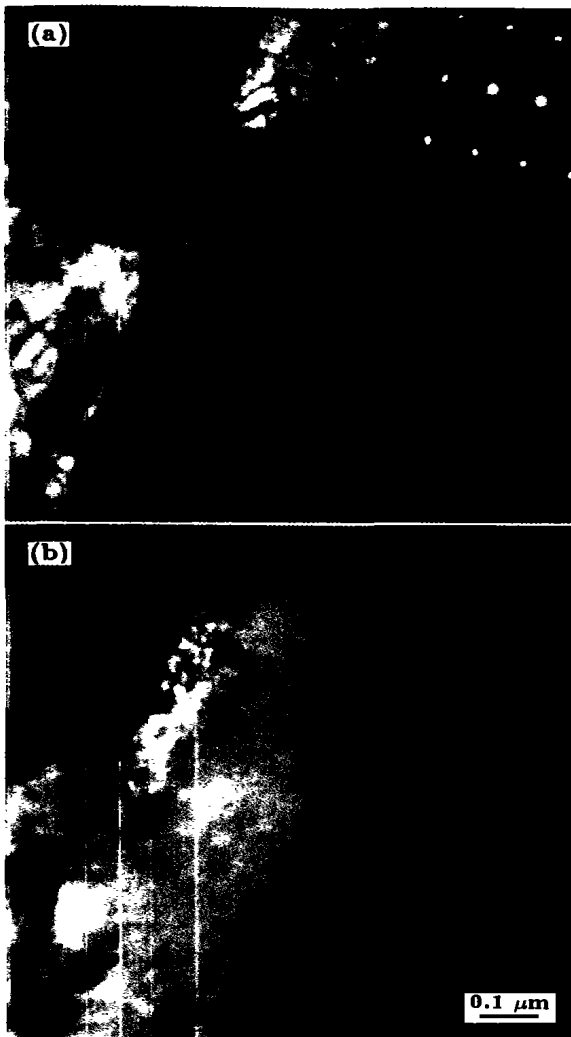


图 9 随样品倾转位错像的出现与消失

Fig.9 TEM images showing appearance (a) and disappearance (b) of dense dislocation in a lath bainite when turning sample

的滑移面法线 \vec{N}_2 与滑移方向 \vec{S}_2 均位于 \vec{N}_1 与 \vec{S}_1 所决定的平面内。 \vec{S}_2 与 \vec{N}_1 间成一小夹角 α 。 \vec{N}_1 、 \vec{S}_1 、 \vec{N}_2 和 \vec{S}_2 与拉伸轴的夹角分别为 φ_1 、 λ_1 、 φ_2 和 λ_2 。 要使主系统持续滑移而共厄系统不滑移的条件是：当主系统中位错塞集群产生的应力超过板条束间的大角晶界的强度时，共厄系统中位错塞集群产生的应力仍低于平行板条间的小角晶界的强度。塞集群作用在晶界上的应力达到晶界强度而突破晶界时，所做的功等于晶界上形成台阶使晶界面积增加导致的晶界能增加，因而利用虚功原理可知，晶界强度，晶界截面积与台阶高度的乘积等于单位面积的晶界能与台阶面积的乘积，由此可推导出：晶界强度与单位面积的晶界能成正比。小角晶界的能量可依据位错模型计算，大角晶界的能量计算则比较困难，不过，由于两侧晶粒的取向差 $\theta = \frac{\pi}{12}$ 是小角晶界与大角晶界的分界值，因

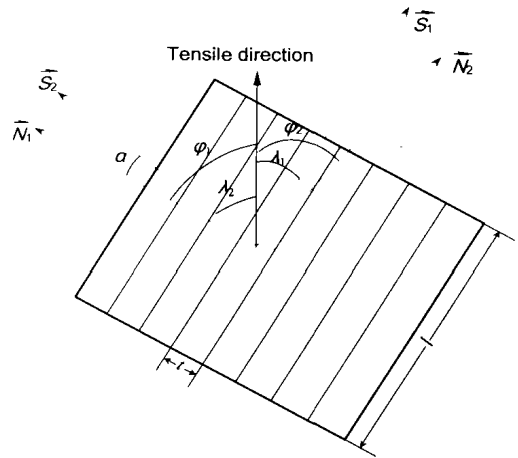


图 10 板条状组织中滑移系统的一个简化模型

Fig.10 A simplified model of slide systems in lath-like microstructure

此，将板条束间的大角晶界按 $\theta = \frac{\pi}{12}$ 的位错晶界来计算能量，平行板条间的小角晶界则取 $\theta = \frac{\pi}{180}$ 。其位错晶界能为

$$E = E_0 A \theta - E_0 \theta \ln \theta$$

式中， E_0 为材料常数， A 正比于位错核心能，第一项来自位错核心能的贡献，由于这一项在晶界形成台阶时并无明显变化，在以下的讨论中略去。

塞集群作用在晶界上的应力比例于 $\cos \varphi \cos \lambda$ 乘以塞集群的应力集中因子。而且，塞集群的应力集中因子比例于塞集群中位错数目，从而比例于塞集群长度。主系统中塞集群的最大长度为 $\frac{l}{2}$ ，共厄系统中塞集群的最大长度为 $\frac{t}{2 \cos \alpha}$ 。再考虑到取向因子的影响（推动塞集群的分切应力正比于取向因子，一定长度的塞集群中位错数目正比于分切应力），得主系统单滑移的条件为

$$\frac{\frac{l}{2} \cos^2 \varphi_1 \cos^2 \lambda_1}{\frac{t}{2 \cos \alpha} \cos^2 \varphi_2 \cos^2 \lambda_2} > \frac{-\frac{\pi}{12} E_0 \ln \frac{\pi}{12}}{-\frac{\pi}{180} E_0 \ln \frac{\pi}{180}} \approx 5 \quad (1)$$

从而推导出

$$\frac{l}{t} > 5 \frac{\cos^2 \varphi_2 \cos^2 \lambda_2}{\cos^2 \varphi_1 \cos^2 \lambda_1 \cos \alpha} \quad (2)$$

由式 (2) 可知，板条的长宽比 ($\frac{l}{t}$) 越大，则主系统的优势越大，板条的转动程度也越大。因而在板条长宽比小的轧后空冷样品中，板条转动程度有限。

一个特例是 $\alpha=0$ ，此时 $\cos \varphi_1 \cos \lambda_1 = \cos \varphi_2 \cos \lambda_2$ ，主系统单滑移的条件成为 $\frac{l}{t} > 5$ 。

下面讨论主系统单滑移时，板条伸长与转动的关系，由图 10 可以得出

$$-l d \lambda_1 = \sin \lambda_1 dl$$

即

$$\frac{dl}{l} = \frac{d(\cos \lambda_1)}{1 - (\cos \lambda_1)^2} \quad (3)$$

由式(3)可以积分求解,但首先必须确定 $\cos\lambda_1$ 的上下限,由于 $\lambda_1 \rightarrow 0$ 时, $\cos\varphi_1 \rightarrow 0$, 所以转动不可能进行到板条长轴完全平行于拉伸轴;另一方面,当 λ_1 减小到 $\frac{\pi}{18}$ 左右时,在金相观察中板条长轴显得已几乎平行于拉伸轴,所以取 $\cos\frac{\pi}{18}$ 为 $\cos\lambda_1$ 的积分上限. 基于同样理由 $\lambda_1 > \frac{\pi}{2} - \frac{\pi}{18}$ 的板条也不能转动. 若板条在拉伸前完全随机取向,则样品中各板条可能从 $\lambda_1 = \frac{\pi}{18}$ 到 $\lambda_1 = \frac{\pi}{2} - \frac{\pi}{18}$ 之间的任意角度开始转动,则 $\cos\lambda_1$ 的积分下限应取以下的平均值

$$\overline{(\cos\lambda_1)_0} = \int_{\frac{\pi}{18}}^{\frac{4\pi}{9}} \frac{\cos\lambda_1}{\frac{\pi}{2} - \frac{\pi}{9}} d\lambda_1 \approx \frac{2}{3} \quad (4)$$

将式(4)代入式(3)得

$$\int_{l_0}^{l_f} \frac{dl}{l} = \ln \frac{l_f}{l_0} = \int_{\frac{2}{3}}^{\cos\frac{\pi}{18}} \frac{d(\cos\lambda_1)}{1 - (\cos\lambda_1)^2} = \frac{1}{2} \ln \left[\frac{1 + (\cos\lambda_1)}{1 - (\cos\lambda_1)} \right]_{\frac{2}{3}}^{\cos\frac{\pi}{18}} \quad (5)$$

式中, l_0 为板条初始长度, l_f 为样品拉伸后的最终长度. 从而得到

$$\overline{\left(\frac{l_f}{l_0}\right)} \approx 5 \quad (6)$$

由式(6)可得出,板条的伸长量约为初始长度的4倍. 对于重加热淬火样品,由于板条初始长度 l_0 一般在 $50 \mu\text{m}$ 以上,则大角度转动要求板条伸长 $200 \mu\text{m}$ 以上,这要求相邻的板条束作极大的协调运动,而这一般是不可能的,所以长板条转动受到约束.

由式(6)可求出相应的延伸率为

$$\delta = \left(\frac{l_f \cos\frac{\pi}{18} - \frac{2}{3}l_0}{\frac{2}{3}l_0} \right) \approx 6.5 = 650\% \quad (7)$$

由本实验测定的面缩率 $\psi \approx 70\%$ 和塑性变形的体积不变原理,可得断口附近的延伸率为 $\delta \approx 230\%$, 两者相差较大,这可能归因于样品在拉伸前板条取向并非完全无序, $\overline{(\cos\lambda_1)_0}$ 实际大于 $\frac{2}{3}$.

4 结论

在由微细板条组织构成的样品的单向拉伸变形中,板条连续发生转动,直到出现缩颈后,板条长轴接近于平行拉伸方向. 这是由于板条间界面对位错运动的阻碍作用使得滑移面与板条宽面夹角最小、滑移方向靠近板条长轴的滑移系统成为优势系统,沿此系统的单滑移在样品的拉伸变形中占据主导地位.

参考文献

- [1] Schroeder T A, Wayman C M. *Acta Metall*, 1977; 25: 1375
- [2] Saburi T, Wayman C M. *Acta Metall*, 1980; 28: 1
- [3] Kim Y D, Wayman C M. *Metall Trans*, 1992; 23A: 2981
- [4] Liu Y N, Liu Y, Van Humbeeck J. *Acta Mater*, 1999; 47: 199
- [5] Liu Y, Xie Z L, Van Humbeeck J, Delaey L. *Acta Mater*, 1999; 47: 645
- [6] Zhu M, Li G B, Yang D Z. *Acta Metall Sin*, 1990; 26: A72 (朱敏, 李国斌, 杨大智. 金属学报, 1990; 26: A72)
- [7] Shang C, Wang X, He X, Yang S, Yuan Y. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2001; 8: 224
- [8] Lai Z H. *Crystal Defects and Mechanical Properties of Metals*. Beijing: Metallurgy Industry Press, 1988: 176 (赖祖涵. 金属的晶体缺陷与力学性质. 北京: 冶金工业出版社, 1988: 176)