

从表观结构来研究不同温度下的预形变对铝单晶体范性形变的影响*

J. H. 華西列夫 錢 臨 照 楊 大 宇

(北京大学)

(中国科学院应用物理研究所)

提 要

用光学显微镜和电子显微镜研究了:在某一温度(-180°C , -80°C , 20°C)下的预先拉伸对铝(纯度为 99.99%)单晶体以后继续在另一温度(80°C , 20°C , -80°C , -180°C)下拉伸时形变结构变化的影响。预形变量为 10%, 后来的形变量为 1%, 10%, 40%。形变速度约为 1%/秒。将得到的一些结果, 在它们彼此间以及与形变过程中温度不改变的情形(20°C , -80°C , -180°C)作了比较。此外, 并用在每拉伸 0.3% 后即照一次光学显微镜相的方法, 研究了单晶体表面形变结构变化的动态过程。结果的分析指出, 形变单晶体的结构也和流变应力一样, 不是形变瞬时温度的单值函数, 而是和预形变温度有关的。以预先的形变中和后来的形变中的硬化及回复过程的效果, 对所观察到的单晶体形变表观结构的特点作了解释。

一. 引 言

我们这个工作是用光学显微镜及电子显微镜照相的方法来研究铝单晶体在不同温度下的预形变对它以后范性形变的影响, 从晶体形变表观结构的变化来窥测晶体内部的物理变化。我们早已知道温度对于金属单晶体范性形变是有影响的。金属晶体在不同温度下遭受到形变, 它的表观结构具有明显的区别。

在不同温度下或是在不同速度下, 金属预形变对它以后范性形变的影响, 很早以前曾有人就力学性质加以研究, 他们认为有所谓金属的力学状态方程式的存在^[1, 2]。换言之, 金属的力学性质不受它在形变过程中的历史的影响。但其后经过许多人的实验工作, 包括在几种金属多晶体的试样上在不同温度下预形变^[3]及在不同速度下预形变^[4]所做的实验, 还有用纯金属单晶体在不同温度下预形变^[5, 6]及其他方面的工作^[7, 8, 9], 从宏观与微观来看都一致地证明预形变的历史过程对金属力学性质有显著的影响。

我们的问题是: 具有在不同温度下预形变历史的金属单晶体, 在范性形变过程中有

* 1956 年 12 月 25 日收到。

哪些因素来影响它的形变,影响的程度又多大. 在上面所述的一些基础上,我们从晶体形变的表观结构变化的角度来研究在不同温度下预形变对以后形变的影响,这将对窥测金属晶体在范性形变过程中内部的物理变化是有益的.

二. 试样的制备

我们所用的金属是纯铝(纯度为 99.99%). 铝在很大的温度范围内是没有相转变的,并且关于它的范性形变的知识我们知道得比较多. 试样是用从熔质金属逐渐降温凝固的方法做成的,大小为 $15 \times 4 \times 1$ 毫米³. 由于晶体取向之不同,在试样表面上所表示出来的形变的表观结构有所不同,因此我们采用了定向的单晶体试样,即使原晶体的滑移面(111)与试样纵轴成角 $\chi = 45^\circ$,而原晶体的滑移方向与拉伸方向(拉伸时是沿试样纵轴方向进行拉伸的)也成 $\lambda = 45^\circ$. 这样一来,在不同试样面上形变的表观图样可作比较了.

在试样被拉伸之前,先用普通电解磨光方法磨光它的表面. 由于试样整体说来总有些不够均匀,我们不能希望试样从头到尾的形变度都是十分均匀的. 因此有必要把试样分成若干段,每段为 1.2 毫米;量测出每段的形变数值,我们就在需要的形变数值的几段中进行观察研究和照相. 用二十倍的照相,一张恰能够照出一段的全部. 为了仔细观察起见,也照了四百五十倍的相. 我们又选择一些典型而需要作更仔细研究的地方照了电子显微镜的照相. 电子显微镜观察时所用的复型是氧化铝所做成的,外加铬的阴影喷镀.

试样就在一般的拉伸机上进行拉伸. 工作温度主要有两个,即液态空气温度 (-180°C) 与室温 (20°C). 为了某种特殊原因,我们也在 -80°C , 0°C 及 80°C 三个温度下作了若干拉伸试验. 所有的拉伸过程中,拉伸速度均维持在每秒约 1% 左右. 试样先在一个温度下预形变,然后放入另一个温度中约五分钟后再进行第二次的拉伸.

三. 形变表观结构的一般状态

根据 A. F. Brown 论文^[6]中所引述 J. Loš 在铝单晶体上所做实验的结果,我们可以作出一个示意图,这图包括在 -180°C 下预形变后在 20°C 下的拉伸曲线及在 20°C 下预形变后在 -180°C 下的拉伸曲线,如图 1 所示. 图中曲线 $oa_1b_1c_1d_1$ 及曲线 $oa_2b_2c_2d_2$ 分别代表铝单晶体完全在液态空气温度下及完全在室温下拉伸的曲线. 字母 a, b, c, d 分别代表形变各为 10%, 11%, 20% 及 50%, 而字母右下角的小数字 1, 2 分别表示在温度 $T_1 = -180^\circ\text{C}$ 及 $T_2 = 20^\circ\text{C}$ 下所进行的拉伸. 数字 12 及 21 分别表示在拉伸过程中温度由 -180°C 到 20°C 的转换以及温度由 20°C 到 -180°C 的转换.

換。因此圖中還有曲綫 $oa_1b_{12}c_{12}d_{12}$ 代表試樣先在 -180°C 溫度下預形變 10%，然後在室溫 (20°C) 下再拉伸 1%，10% 及 40% 的情形；同樣，曲綫 $oa_2b_{21}c_{21}d_{21}$ 代表試樣先在 20°C 溫度下預形變 10%，然後再在 -180°C 溫度下拉伸 1%，10% 及 40%。曲綫上每一點將用一個單晶體試樣來照相。我們的討論和推測是從不同樣品上的以及同一樣品上不同部位的許多觀察照相統計和綜合起來而得出的。

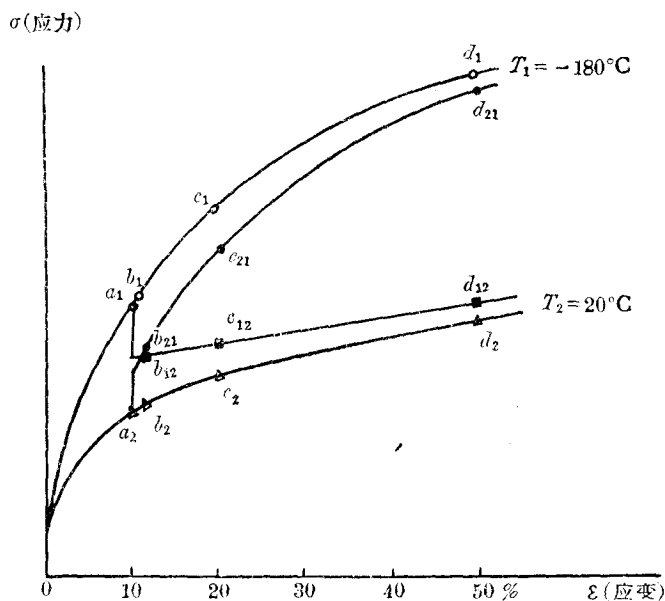


圖 1. 鋁單晶體在 -180°C 或 20°C 下預形變 10%，再在 20°C 或 -180°C 下拉伸不同量的應力-應變曲綫示意圖

我們曾按照圖 1 中曲綫的形變過程在各點上攝取晶體表觀結構的顯微鏡照相。我們從這些照相中觀察到預形變對以後形變的影響，低溫的預形變和高溫的預形變對以後形變的影響有顯著的不同。但是由於預形變在晶體表面上留下來的痕跡在第二次形變之前尚未去掉，我們可以懷疑上面所觀察到的現象是否能完全代表預形變對於以後形變所起的物理作用。

為了要研究預形變對以後形變的真正作用，我們必須在第二次形變之前把試樣上的滑移綫及形變帶都設法去掉。我們採用的方法是電解磨光法，所去掉的晶體的厚度約為 100μ ，以在光學顯微鏡下看不到滑移帶的痕跡為止。電解磨光一般在五分鐘內結束。從預形變結束之後到第二次形變開始，其中包括電解磨光的手續，共約為二十分鐘。

電解磨光的過程不可避免地使試樣處在比室溫更高的溫度中。電解磨光的過程雖短，但試樣多少要遭受一些回復作用。至於回復能不能完全呢？現在讓我們先假定 10% 預形變的晶體經電解磨光後的回復是完全的，那麼晶體以後的拉伸應當類似一個

沒有受到預形變過的試樣一樣。圖 2 中的相片 c'_1 是在 -180°C 預形變 10% 後經過電解磨光，再在 -180°C 下拉伸 10%。我們曾以它和僅在 -180°C 拉伸 10% 的晶體的照相比較，兩者的表現結構的區別是顯然的，即前者較後者的形變帶為多。因此我們可以說鋁晶體在 -180°C 下拉伸 10% 後進行電解磨光五分鐘，在磨光過程中所產生的回復作用並不能使晶體遭受完全的回復的。最後，我們可以公道地說，經過這樣的電解磨光過程之後，我們所看到的預形變效應已經減小了一些程度。預形變的真實效應應當比這裡所顯示出來的還要大些。另一方面我們目前似乎找不到一個方法能使金屬晶體在 -180°C 溫度下去掉表面的形變痕跡而不減小或增大晶體內部的應力。

圖 2 中的整套顯微鏡照相顯示出預形變的影響。每張照相下的拉丁字母相當於圖 1 曲線上各點上的拉丁字母，只是在圖 2 中的拉丁字母上加上一撇表示晶體在預形變 10% 後曾經過上述的電解磨光手續。

從這些相片中，我們首先注意到照片 b'_1 與 b'_{21} 之間， c'_1 與 c'_{21} 之間， d'_1 與 d'_{21} 之間的相似性。然而我們不能誤會這種形變表現結構的相似性就標誌着在應力 (σ)—應變 (ε) 曲線上這些點子是重合的。在應力 (σ)—應變 (ε) 坐標中，一個點子可能有多於一個的形變表現結構的形象；反之，兩個相似的形變表現結構的形象並不足以說明這兩點必須重合。必須指出，在這些成對的照相之中， b'_1 與 b'_{21} 之間的不同還是比較大的，而在 c'_1 與 c'_{21} 之間的區別是比較小的。

將另外兩組相片 b'_2, c'_2, d'_2 與 $b'_{12}, c'_{12}, d'_{12}$ 加以比較，可以看出，預先在低溫 (-180°C) 拉伸過的晶體形變的特點是滑移帶有許多曲折的地方，滑移帶比只在室溫下拉伸過的更明晰，帶的間距也大一些。從這意義上講， $b'_{12}, c'_{12}, d'_{12}$ 的表現結構比 b'_2, c'_2, d'_2 者更具有“高溫性”。

這樣，形變表現結構的相互比較指出，即使因電磨時回復而減低了預形變的效果，而預形變的影響還是表現得很清楚。在先經低溫 (-180°C) 拉伸而後在 20°C 拉伸的樣品，這效應特別顯著。預先在較高溫度 (20°C) 的拉伸對以後的低溫 (-180°C) 拉伸的影響雖較小，但還是明顯的。

在這一節的最後，應該指出在 b'_2, c'_2, d'_2 一組的金相照相片和 $b'_{12}, c'_{12}, d'_{12}$ 一組的若干照相片上，滑移帶的黑影旁邊有一個亮影。我們沒有理由認為這是照相條件所引起的。

四. 低溫預形變的作用和曲折滑移帶的結構

上面指出，在 -180°C 下預形變後再在 20°C 下拉伸，晶體表面的形變表現結構的特點在於有明顯的曲折形狀的滑移帶。這個現象是普遍的。當溫度轉換到其他的較低溫度（即不一定是轉換到 20°C ）時，也能觀察到這種現象。圖 3 中的許多相片可以說

明这一点。

圖 3 中的相片的試样都是經過兩次拉伸的, 每次拉伸都是 10%。相片 c_{14} 所表示的晶体是先在 -180°C 下拉伸, 然后再在 80°C 下拉伸; c_{13} 是表示由 -180°C 轉換到 -80°C ; c_{12} 是表示由 -180°C 轉換到 20°C 的情况; c_{34} 是代表由 -80°C 轉換到 80°C 的情况; 只有相片 c_3 所代表的試样是仅在 -80°C 温度下拉伸 20%。

在这些相片中, 除了 c_3 之外都可以看出有明显的曲折狀的滑移帶, 尤其是 c_{14} , 因为这个晶体的预形变温度与第二次拉伸温度之差最大, 为 260°C 。第二次拉伸的温度相同, 則预形变的温度愈低, 滑移帶的曲折态愈显著, 这可以从比較相片 c_{14} 与 c_{34} 及比較相片 c_{12} 与 c_{32} 而得知。第二次拉伸的温度若太低, 如为 -80°C , 則滑移帶的曲折态也就較不明显, 如在相片 c_{13} 里, 我們可以注意到它的形变具有“低温形式”(与相片 c_3 相比較)同时也具有“高温形式”。总的看来, 如果前后兩次拉伸温度相差愈大, 第二次拉伸温度較高, 則滑移帶的曲折状态也愈明显。

为了更仔細地了解曲折滑移帶的構造, 我們曾用电子显微鏡进行了观察, 如圖 4, 5, 6, 7, 8 所示。圖 4 和圖 5 的晶体是完全在 20°C 下拉伸到 11% 的; 圖 7 的晶体是在 -180°C 下预形变 10% 后再在 20°C 下拉伸 40% 的; 圖 8 的晶体是完全在 20°C 下拉伸到 50% 的。圖 4 上的曲折滑移綫是典型的交滑移, 像 Maddin 及其他作者^[10]所指出过的。而在其他的情形(圖 6, 圖 7, 圖 8)中, 滑移帶的曲折形狀显然与此不同, 結構比較复杂。圖 6 的曲折滑移帶实际上是由一束束相离很近的平行于滑移帶的精細滑移綫所組成的, 而在圖 7、圖 8 中, 滑移帶在过渡处的精細滑移綫作弯曲的形狀。這兩类的弯曲形狀的滑移綫还有所不同, 圖 8 中的作分叉狀。我們現在統称这三类过渡滑移地帶为“渡桥”。圖 5 中不見“渡桥”, 这是在室温(20°C)下拉伸到 10% 的晶体。在拉伸达 50% 的晶体中, 則在滑移帶之間發生一类“渡桥”, 如圖 8 所示。在 -180°C 下预形变 10% 后, 然后在 20°C 下拉伸, 其“渡桥”的發展如圖 6 及圖 7 所示。

五. 討 論

(1) 从上面这些实验所得的結果, 証明在某个温度下的预形变对于在另一个温度下拉伸铝单晶体, 就晶体表面上所表現出来的形变痕跡而說, 是有一定影响的。这就是說, 这样的形变过程, 和完全在后一温度下拉伸同样形变量所得出的形变表观結構是不同的。

当其他条件都相同, 而只有第二次拉伸量变更时, 上面所叙述的滑移痕跡的差別, 第二次拉伸量小的时候表現得較强, 但当拉伸量繼續增大时, 則差別表現得較弱(見圖 2)。在 A. F. Brown 論文^[6]中引述 J. Loš 的应力(σ)-应变(ϵ)曲綫也有此类似的現象。在这个意义上, 我們可以說铝单晶体的力学性質, 与它的形变的表观結構有着定性

的对应关系。这种对应关系的存在,是很自然的,因为不论是应力的变化,或是形变的表观结构的变化,都是意味着形变过程中结晶格子状态变化的统一过程的表现有改变。在形变表观结构与流变应力间建立定量的相应关系是件复杂的事,目前的情况我们还不可能来研究这个问题。

(2)所观察到的预形变温度对于以后拉伸的形变表观结构的影响,可以用滑移面的硬化、品格畸变以及回复过程进行的条件不同来解释。很多人证明^[6,11,12,13]在低温下形变的晶体上的滑移线,并不像在高温(例如室温)下形变的宽。低温下的滑移,往往以小滑移量(约为 $200 \text{ \AA}$)的细滑移线形式来表现,这种小滑移量在铝晶体中可小至 $10-20 \text{ \AA}$ ^[14]。在我们所作的那种在 -180°C 下的拉伸晶体也可以见到这一点(见图 2)。晶体在较高温度下,本来可以形成滑移带的“弱的”地方,而在低温下,在那里滑移线就不能发展成为滑移带,我们也可以认为阻碍这种发展的原因是在那些滑移线附近有强烈硬化的地方。当由低温形变转换到比较高的温度的形变时,这些有着强烈硬化的地带就发生巨大的回复作用。于是在这些硬化过的地带的品格畸变不稳定了,有的畸变程度减小,有的畸变甚至消失。因此在晶体中相当地方,滑移带得到很快的发展,例如图 2 的 b'_{12} 及 c'_{12} 。

在发展着的滑移带的相向平行传播中,当它们的边缘接近的时候[图 9 上的 N, P ; 以及图 5, 图 6(b)],因为在 N, P 处应力集中,所以可能产生“渡桥”,即出现滑移带的曲折。可以认为,滑移带愈宽,滑移带间的距离愈小,那么形成“渡桥”的几率就愈大。在 $N-P$ 处有阻碍滑移带继续传播的障碍,并且可能在这附近,晶体的取向有改变(陈能宽与 R. B. Pond^[15] 指出,在两滑移带的“重叠”区域有高度的畸变)。这些都能促使“渡桥”发生。在这方面,对于“渡桥”的发生说来,经过低温预形变后再在高温下拉伸,应该比没有低温预形变的更有利得多。就如已指出过的(第四节),经过低温预形变后再在高温下拉伸,滑移带的发展形态可以说明这一点。

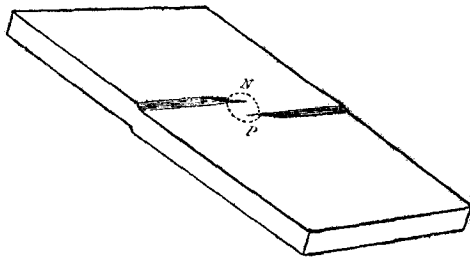


图 9. 可能发生“渡桥”的部位的示意图

在每个对滑移说来早已被封锁的滑移面上,回复的程度是不同的。凡原在低温预形变中所造成的滑移带中的畸变,在以后的高温下,有的变成为“不稳定的”和“弱的”地方,首先被“解放”。大部分在低温预形变中产生的,并在以后的高温下还保存着的那种形变带的结构上的畸变,是能促使“渡桥”的形成。穿过活动的滑移面时(例如图 9 中的 $N-P$ 方向),它们一方面阻碍滑移带在原方向上进一步的传播,另一方面由于改变了晶体的取向而刺激“渡桥”的形成。在许多情况中,被阻碍了的相邻的滑移带的末端恒

在相对的位置,距离甚近,而“渡桥”的位置,就位于这些被阻碍继续活动的滑移带的末端(见图 6, 7, 8)。这些现象对上述这种说法都是有利的。图 10 表示为滑移带的曲折是发生在形变带与滑移带相交的地方,而不一定是二根相邻而相向传播的滑移带的末端。

为了研究在 -180°C 下预形变后转换到 20°C 拉伸时,铝单晶体形变的表观结构的发展情况(特别是关于图 9 的形象),我们进行了一些关于形变表观结构变化的动态观察。单晶体在 -180°C 下预拉伸到 10%,然后在 20°C 下直接在显微镜载物台上继续拉伸,每次拉伸量为 0.3%,即在晶体的同一部位照相一次。图 11 为这些照相的一部分。第 8 号相片相当于在 20°C 下形变约 3%,第 33 号相片则相当于在 20°C 下形变 10% 多一点。正如前面所述,整个这些照相表示滑移带是在细滑移线的基础上发展的,并且不是同时在所有的线上发展起来的。因此,在我们这种情况中,滑移带的发展以及这些带上的曲折状态的看法(即图 9 的“渡桥”形成形象)是被实验所证实了的。

(3) 显而易见,上述的看法可以解释第四节中所讨论的试验温度变化的结果。然而在图 3 中 c_{13} 的那种情况下,在 -180°C 时预形变所产生的品格畸变,至少有若干在比较低的温度时,就像在 -80°C 时,畸变的稳定程度和它阻碍滑移的有效程度也都减小了。在别人不久前的工作^[16]中,研究了试验温度连续多次改变时纯铝单晶体拉伸曲线起始阶段的影响,这个研究指出,由 -180°C 的形变转换到 -77°C 的形变时,的确伴随着显著的晶体去硬现象。

(4) 这种滑移带的运动方式与“渡桥”的形成,在完全在高温(20°C)下拉伸的铝单晶体中也能观察到(图 2 中的 c'_2 , c'_3 及图 8)。我们知道,在纯铝中回复作用即使在室温下也极易发生。因此完全在室温下拉伸也可能产生“渡桥”。只是在这个情况下,“渡桥”仅能在较高形变度下形成,这是因为在这里在形变开始的时候,畸变度不大,回复程度也小,直到在形变的后阶段,畸变增大,回复作用也逐渐变大。而在低温预形变的情形中,在低温拉伸时已产生强大的品格畸变,一待试样温度转换到室温,回复作用即可很大。因此在低温预形变的情形中,比完全在室温下拉伸的情形中,“渡桥”的形成要早得多。当然,这两种“渡桥”的形式(图 7, 图 8)在精细结构上还有若干区别,形成的机构当然亦有所不同。但基本的原理则可信其为相似如上述。

(5) 就像在第三节中已经指出过的,在高温(20°C)下预形变的影响,在以后的低温(-180°C)试验时表现得并不明显。在这种情况下,我们可以注意到在预形变后,用电解磨光去掉形变表观结构后再行拉伸的相片中(图 2),以后的低温形变只是以细滑移线的形态出现。一般的滑移带的发展成为不可能。在低放大倍数的相片中,要觉察这种经过高温预形变以及未经高温预形变的细滑移结构的特点自然是困难的。

(6) 值得指出,在低温预形变后再在高温拉伸所发生的滑移带(图 2 中 b'_{12} , c'_{12}),

它們与在鋁晶体上沿着划在晶体表面上的刻痕处發生出来的滑移帶^[17]有相似之处。它們相似之处是在于在这两种情况中,滑移帶粗壯、明显触目。現在的問題是在这个相似之点是否意味着它們在發生这种滑移帶的机构上有何相似之处。

七. 結 論

在低温度下的預形变对后来在高温下形变的影响,从晶体的形变表观結構来看,有着許多特点。例如曲折形狀的滑移帶,它們的分布情况和形变帶的密度等等。高温度的預形变对后来低温度的形变的影响,主要表现在两个温度下所形成的形变表观結構的叠加性。

所得的这些結果,可以用在預形变中及后来形变中所起的不同硬化作用、品格畸变的不同稳定度和阻碍滑移的有效程度来解釋。

北京大学教师尹道乐先生曾在这个工作中做了出色的翻譯工作。中国科学院应用物理研究所李宜君同志在印繪照相圖片中尽了很大力量。作者在此向他們道謝。

参 考 文 献

- [1] Ludwick, P., *Elements der technologischen Mechanik*. Julius Springer, Berlin, 1909.
- [2] Zener, C. and Holloman, J. H., *J. Appl. Physics* **17** (1946), 69. Holloman, J. H., *Trans. A. I. M. M. E.* **171** (1947), 535. Holloman, J. H. and Lubahn, J. D., *Gen. Elec. Rev.*, February, April (1947).
- [3] Dorn, J. E., Goldberg, A. and Tietz, T. E., *Trans. A. I. M. M. E.* **180** (1949), 205. Tietz, T. E. and Dorn, J. E., *Cold Working of Metals* Published by the American Society for Metals (1953), 163.
- [4] Васильев, Л. Н., *ЖТФ* **22** (1952), 1827. Васильев, Л. Н., Былина, А. С. и Загребенникова, М. П., *ДАН СССР* **90** (1953), 767. Васильев, Л. Н. и Ерёмкина, Л. Н., *ДАН СССР* **93** (1953), 1019. Васильев, Л. Н., *ЖТФ* **23** (1953), 1394.
- [5] Rosi, F. D. and Mathewson, C. H., *Trans. A. I. M. M. E.* **188** (1950), 1159.
- [6] Brown, A. F., *J. Inst. Metals* **80** (1951), 115.
- [7] Paterson, M. S., *Acta Met.* **2** (1954), 823.
- [8] Orowan, E., *West of Scotland Iron and Steel Inst.*, Feb. 1947.
- [9] Ripling, E. J. and Sachs, G., *Trans. A. I. M. M. E.* **185** (1949), 78.
- [10] Maddin, R., Mathewson, C. H. and Hibbard, W. R. Jr., *Trans. A. I. M. M. E.* **175** (1948), 86; **185** (1949), 527.
- [11] Курбосов, Д. Р., Тронина, Н. М. и Якутович, М. В., *ЖТФ* **18** (1948), 197. Якутович, М. В., *Труды ИФМ, УФАН* **12** (1949), 121. Якутович, М. В., Яковлева, Э. С., Леринман, Р. М. и Буйнов, Н. Н., *Сборник, посвящён. 70-летию акад. А. Ф. Иоффе* (1950), 366 и *Изв. АН СССР, сер. физ.* **15** (1951), 383. Буйнов, Н. Н., *ФММ* **2** (1953), 477.
- [12] Brown, A. F., *Advances in Physics* **1** (1952), 427.
- [13] 錢临照、何寿安、楊大宇, *物理学报*, **12** (1956), 643.
- [14] Wilsdorf, H. und Kuhlmann-Wilsdorf, D., *Naturwiss* **38** (1951), 502; *Z. angew. Phys.* **4** (1952), 361. *Z. angew. Phys.* **4** (1952), 409.
- [15] 陈能寬 and Pond, R. B., *J. of Metals* **4** (1952), 1085.
- [16] Cottrell, A. H. and Stokes, R. J., *Proc. Roy. Soc. A* **233** (1955—1956), 17.
- [17] 錢临照、何寿安, *物理学报*, **12** (1956), 647.

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ АЛЮМИНИЕВЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ

Л. И. Васильев

Тсен Лин-чао

Ян Да-юй

(Пекинский университет) (Институт прикладной физики Академии наук Китая)

Резюме

Металлографически и электронномикроскопически изучалось влияние температуры предшествовавшего растяжения (-180°C , -80°C , 20°C) на изменение строения монокристаллов (99.99%) при последующем растяжении при иной температуре (80°C , 20°C , -80°C , -180°C). Степень предшествовавшей деформации составляла 10%, последующей—1%, 10%, 40%. Скорость деформации равнялась примерно 1%/сек. Полученные данные сравнивались с данными испытаний при неизменных температурах (20°C , -80°C , -180°C) и между собой. Кроме того, путём последовательного микрофотографирования через каждые 0.3% деформации производилось изучение кинетики изменения рельефа монокристаллов. Анализ полученных данных показывает, что строение деформированных монокристаллов также, как и напряжение течения, не является однозначной функцией температуры испытания в данный момент, а зависит от температуры предшествующего деформирования. Наблюдающиеся особенности строения монокристаллов интерпретируются с точки зрения эффективности процессов упрочнения и возврата при первичном и вторичном деформированиях.