

讀 者 来 函

对“立方取向铁镍合金的轧制组织”一文商榷*

阅读了张信钰等^[1]同志所著的“立方取向铁镍合金的轧制组织”一文后,有一些不同的意见,想提出来和作者讨论。

该文认为,样品经过 50% 轧制后,形成了 $(112)[11\bar{1}]$ 和 $(3,7,11)[94\bar{5}]$ 结构,随着压延率增大,还形成了 $(110)[1\bar{1}2]$ 结构,但从作者给出的图 4(a), 5(a) 和 6(a) 来看,这种分析是值得怀疑的. 该文在表达 $(112)[11\bar{1}]$ 、 $(3,7,11)[94\bar{5}]$ 和 $(110)[1\bar{1}2]$ 结构的理想取向时,有时只用了四个 (111) 极中的 2 个或 3 个,如果把以上三种取向的四个 (111) 极全部画出来,应该如图 1 所示. 由此可以看出,作者在图 4(a), 5(a) 和 6(a) 中所没有画出的 (111) 极,正是位于 (111) 极图中 (111) 极密度最弱的区域内. 在这种情况下,我们就不能肯定地说存在着该种结构,如果能同时测出 (100) 极图互相对照,问题就会更清楚了.

其次,用 Rowland 点阵转变模型来说明加工组织的形成过程,也是值得商榷的. 因为这种模型并不反映晶体变形时原子移动的实际情况. 另外, Rowland 点阵转变模型的外形变化(当由 $\{100\}\langle 001\rangle$ 取向变到 $\{112\}\langle 111\rangle$ 和 $\{110\}\langle 112\rangle$ 取向时),也与轧制时宏观形状的改变相互矛盾.

颜鸣皋^[2]分析了滑移系对称于应力轴分布的情况后,指出面心立方结构的金属在轧制时, $(100)[001]$ 是一种亚稳定取向. 已成立方组织的铁镍样品,在轧制过程中立方取向并不容易改变,这说明以上理论是与实际符合的. 如果从分析 $(100)[001]$ 取向晶体在轧制时的作用滑移系着手,该文的实验结果是可以得到说明的.

图 2 中用实线画出了 $(001)[100]$ 取向晶体的标准极图,用虚线画出的取向是由于 $(111)[\bar{1}10]$ 滑移系作用引起晶体取向转动后的结果. 如果从轧制变形时的应力状态来分析, (111) 滑移面内的作用滑移方向只有 $[\bar{1}10]$ 和 $[\bar{1}01]$,并且沿 $[\bar{1}10]$ 方向滑移更有利. 由于 $(111)[\bar{1}10]$ 滑移系的作用,晶体取向将以 $[\bar{1}\bar{1}2]$ 为轴发生转动,图 2 中用虚线画出了晶

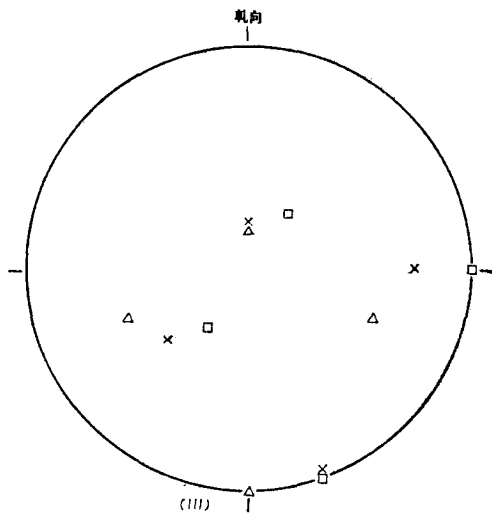


图 1 $(110)[1\bar{1}2]$ 、 $(112)[1\bar{1}\bar{1}]$ 和 $(3,7,11)[94\bar{5}]$ 取向的 (111) 极图
□—— $(110)[1\bar{1}2]$; △—— $(112)[1\bar{1}\bar{1}]$;
×—— $(3,7,11)[94\bar{5}]$

* 1964 年 5 月 4 日收到.

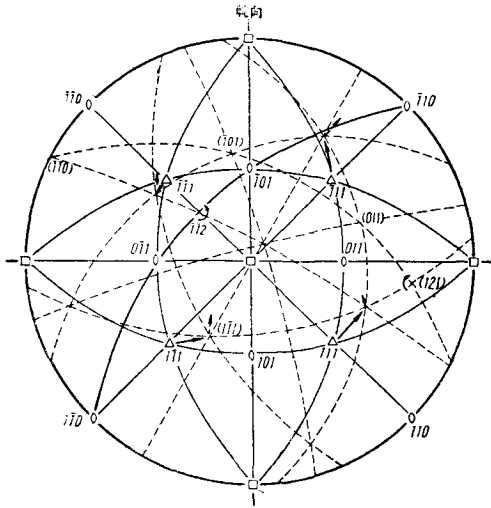


图2 (001)[100]取向的晶体在轧制变形时取向的变化

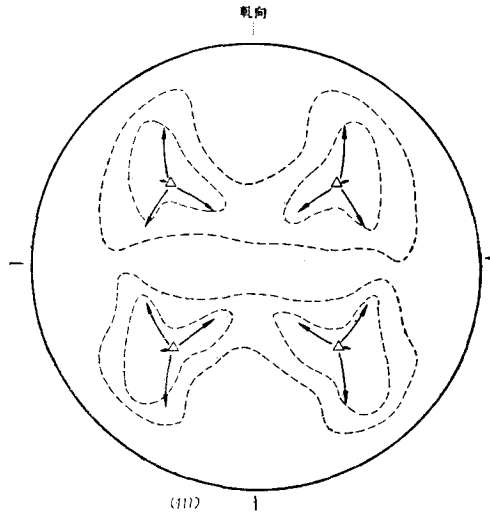


图3 (100)[001]织构的样品在轧制变形时(111)极图的变化趋向(图中用虚线大致画出了张信钰等所得到的实验结果)

体转动 20° 后的取向。由于晶体取向的变动以及作用滑移系的硬化效应,这时必然要有新的滑移系开动起来。从轧制应力状态来分析,这时可开动的滑移系是 $(1\bar{1}1)[\bar{1}01]$ 。由于 $(1\bar{1}1)[\bar{1}01]$ 滑移系的作用,晶体取向将以 $[121]$ 为轴再发生转动。图2中也画出了以 $[121]$ 为轴、取向转动 10° 后的结果。如果按照同样的道理来考虑 $(1\bar{1}1)$ 、 $(\bar{1}\bar{1}1)$ 和 $(\bar{1}11)$ 滑移面的情况,并把晶体两次转动的结果平均起来看,那么,立方织构(面心立方结构的金属或合金)的样品在轧制变形时,(111)极图首先应按照图3中箭头所指示的方向变化,这和张信钰等所得到的结果是符合的。在轧制过程中,孪晶的排列方向逐渐发生改变,这正是晶体取向发生转动后的结果。

[周邦新]

参 考 文 献

- [1] 张信钰、何崇智、戴礼智,物理学报, **20** (1964), 352.
 [2] 颜鸣皋, *Trans. AIME*, **175** (1948), 74; 北京工业学院学报, **1** (1956), 1.