

鉬单晶体的冷轧及再结晶组织*

周邦新

提 要

本文研究了(110)[001]和(111)[11 $\bar{2}$]取向的鉬单晶体,在經過70%、80%和85%冷轧后的加工组织,以及退火后的再结晶组织。分析了(111)[11 $\bar{2}$]取向晶体在轧制变形时,由于各組滑移系間的交互作用而引起晶体取向的轉动,从定向生核的观点,能够比較滿意地解释这类取向的晶体随着压下量从70%增加到85%,再结晶组织从(22 $\bar{1}$)[114]、(110)[001]向着(320)[001]和(210)[001]逐漸变化的現象。

在鉄硅合金中,(110)[001]、(111)[11 $\bar{2}$]和(100)[001]取向单晶的冷轧及再结晶组织,曾有过較多的研究^[1-6]。但在鉬单晶体中还很少研究过。取向接近(100)[001]的鉬单晶体經過冷轧退火,仍可得到(100)[001]再结晶组织^[7]。后来在鉄硅合金单晶中,也观察到了相似的现象^[3]。但是(110)[001]和(111)[11 $\bar{2}$]鉬单晶的冷轧及再结晶组织,却一直没有研究过。如果能多研究几种不同的体心立方金属和合金,那更可以帮助我們了解体心立方金属和合金中再结晶组织形成的問題。

本文研究了(110)[001]和(111)[11 $\bar{2}$]取向的鉬单晶体,經過70%、80%和85%冷轧后的加工组织,以及退火后的再结晶组织,并且从定向生核的观点,探討了再结晶组织形成的問題。

一、实验方法和过程

用变形再结晶的方法^[8],制出直径为1毫米、长350毫米,并且是(110)取向的鉬单晶体,样品的軸向与(110)方向只相差2°。用X光劳埃背反射照象方法,选择适合的角度,用細砂紙小心地磨制成0.7毫米厚的(110)[1 $\bar{1}$ 0]和(111)[1 $\bar{1}$ 0]片状单晶体,然后經過电解抛光将变形的表面层去除。当沿着与原晶体軸向垂直方向轧制时,以上两种取向的片状单晶体就成为(110)[001]和(111)[11 $\bar{2}$]取向了。它們的(110)极图,如图1所示。

样品在軋径为70毫米的二軋式軋机上軋制,約需經過20—40次冷轧,压下量才能达到70—85%。冷轧后的样品,在高温真空炉内退

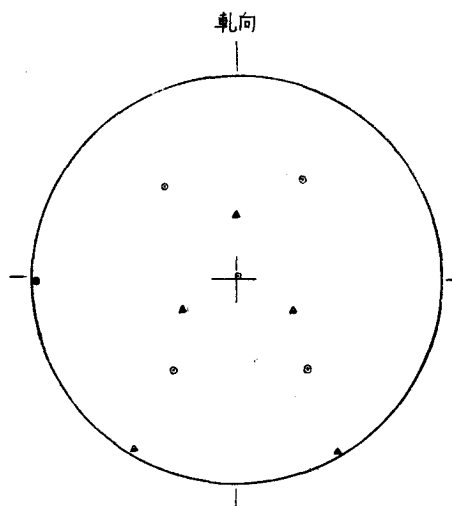
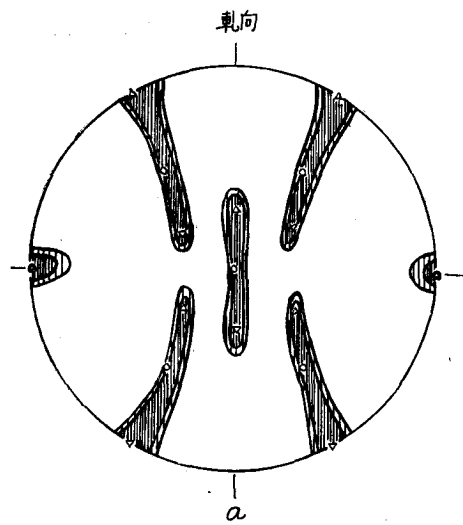


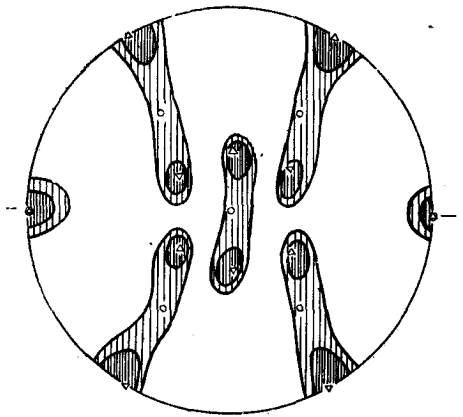
图1 (110)[001]和(111)[11 $\bar{2}$]两个片状单晶体的(110)极图
○——(110)[001]; △——(111)[11 $\bar{2}$].

* 1962年3月12日收到。



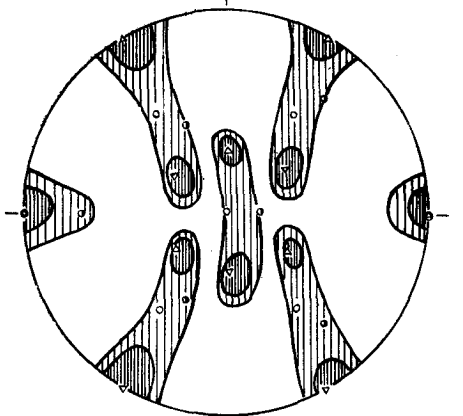
a

轧向



b

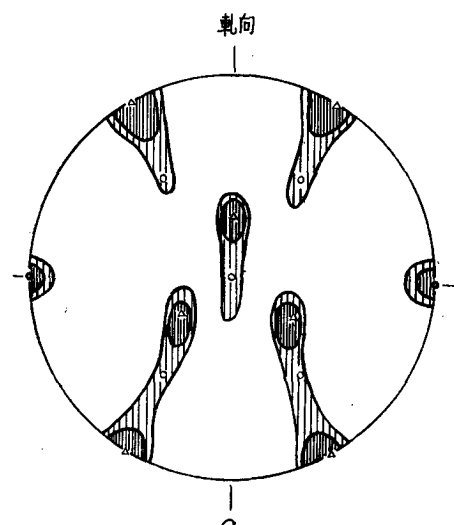
轧向



c

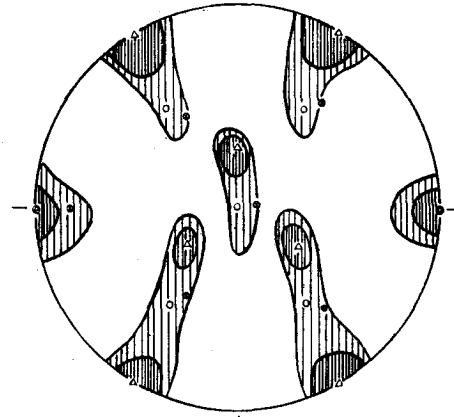
图2 (110)[001]单晶体经过70%(a)、80%(b)、85%(c)冷轧后的(110)极图。

○—(110)[001]; △—(111)[11 $\bar{2}$];
▽—(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]; ●—(210)[001].



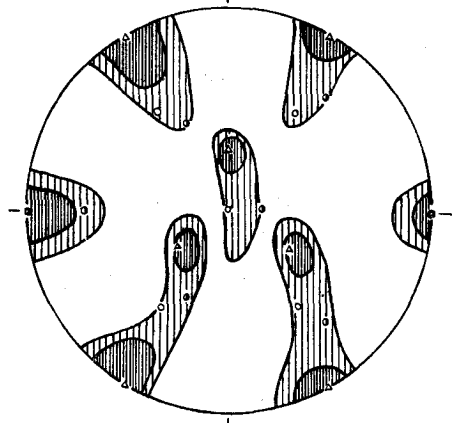
a

轧向



b

轧向



c

图3 (111)[11 $\bar{2}$]单晶体经过70%(a)、80%(b)、85%(c)冷轧后的(110)极图。

○—(110)[001]; △—(111)[11 $\bar{2}$];
⊗—(320)[001]; ●—(210)[001].

火。经过冷轧或退火后的样品,用电解抛光和电解腐蚀方法制成金相样品,观察显微组织。用X光照像方法(光源为 $\text{CuK}\alpha$),摄取样品在不同角度时的一系列照片,绘成极图,测定组织。

二、实验结果

1. 冷轧组织 图 2 a、b、c 是 $(110)[001]$ 取向的单晶体,经过 70%、80% 和 85% 冷轧后的 (110) 极图; 图 3 a、b、c 是 $(111)[11\bar{2}]$ 取向的单晶体,经过 70%、80% 和 85% 冷轧后的 (110) 极图。 $(110)[001]$ 取向的单晶体经过冷轧 70—85% 后,得到了一组对称的 $(111)[11\bar{2}]$ 和 $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ 组织,原来的 $(110)[001]$ 取向轧制后仍被保留下来,随着变形度增加, $\{111\}\langle 112\rangle$ 组织增强, $\{110\}\langle 001\rangle$ 组织减弱,在经过 85% 冷轧后,还产生了一组新的、比较弱的 $(210)[001]$ 加工组织。图 4 a 是 $(110)[001]$ 单晶体经过 70% 冷轧后的显微组织照片,可以看到晶体经过轧制变形后,产生了形变带的结构,但并没有形变孪晶出现。 $(111)[11\bar{2}]$ 取向的单晶体经过 70—85% 冷轧后,仍然保持了 $(111)[11\bar{2}]$ 取向,同时还得到了一组较弱的 $(110)[001]$ 加工组织,随着变形度增加,组织也越漫散,经过 85% 冷轧后,还产生了一组新的、但比较弱的 $(210)[001]$ 加工组织。 $(111)[11\bar{2}]$ 单晶经过轧制变形后的结构,与 $(110)[001]$ 单晶相仿,只是形变带显得更细密一些。

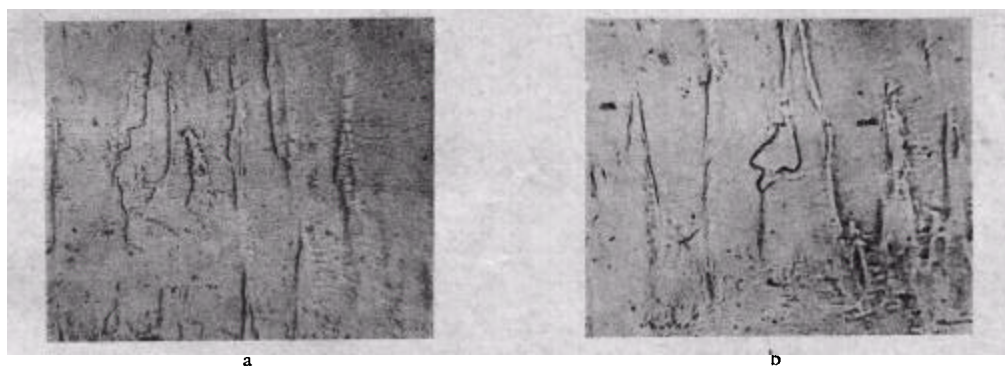
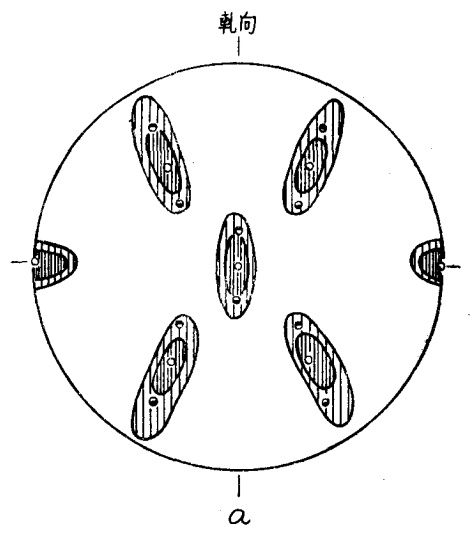
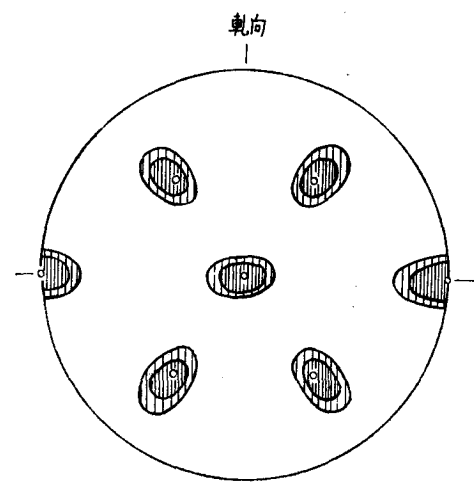


图 4 $(110)[001]$ 单晶体冷轧 70% 后(a),和在退火过程中(b)的显微组织照片。× 150 (↑ 轧向)

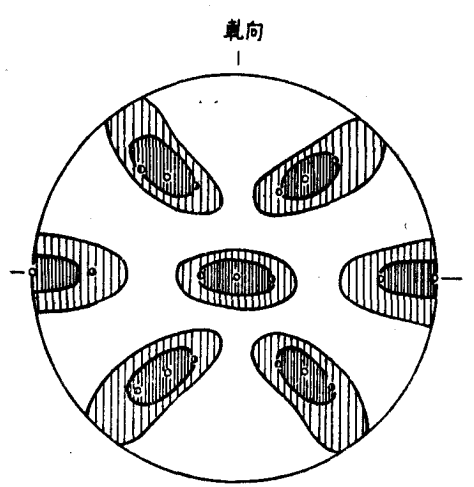
2. 再结晶组织 $(110)[001]$ 和 $(111)[11\bar{2}]$ 取向的单晶体经过 70—85% 冷轧,在 1300°C 退火 15 分钟后,用金相和 X 射线照象方法检查,都没有发现有再结晶新晶粒形成,这比一般多晶钼样品的再结晶温度高。图 4 b 是 $(110)[001]$ 单晶体经过 70% 冷轧在 1500°C 退火加热过程中取出的样品,可以看到新晶粒容易先在形变带周界上出现,晶核数目较少,再结晶完成后的晶粒比较大。冷轧 80% 退火再结晶后的样品,平均晶粒直径约为 0.12 毫米。在再结晶过程中, $\{111\}\langle 112\rangle$ 加工组织比较稳定,在再结晶过程的后期才逐渐消失。所有样品在 1500°C 退火 30 分钟后,得到了完全的再结晶组织。图 5 a、b、c 是 $(110)[001]$ 单晶体冷轧 70%、80% 和 85%,并经过退火再结晶后的 (110) 极图; 图 6 a、b、c 是 $(111)[11\bar{2}]$ 单晶体冷轧 70%、80% 和 85%,并经过退火再结晶后的 (110) 极图。 $(110)[001]$ 单晶体,冷轧 70% 经过退火后,得到了 $(110)[001]$ 和弱一些的 $(221)[11\bar{4}]$ 、 $(22\bar{1})[114]$ 再结晶组织,它们之间有一个共同的、与轧制方向垂直的 $[1\bar{1}0]$ 方向; 冷轧 80% 的样品经过退火后,得到了集中的 $(110)[001]$ 再结晶组织; 冷轧 85% 的样品经



a

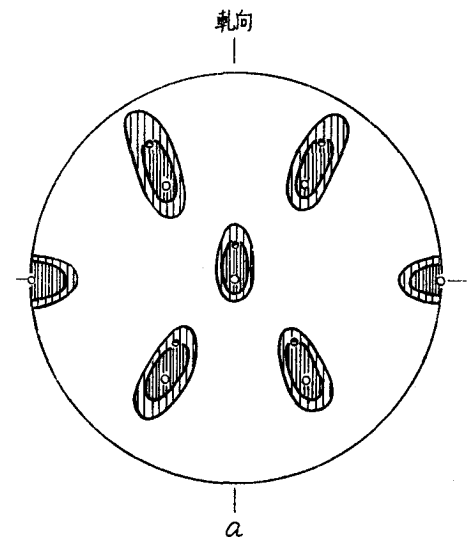


b

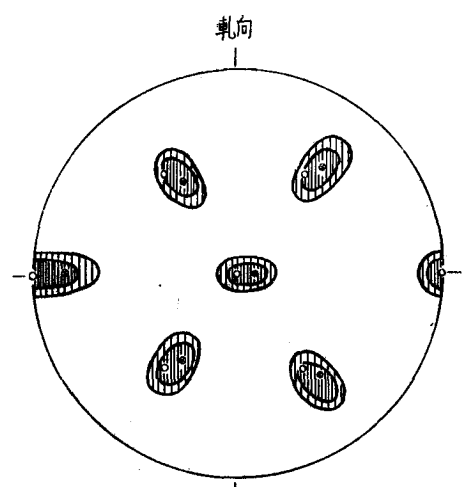


c

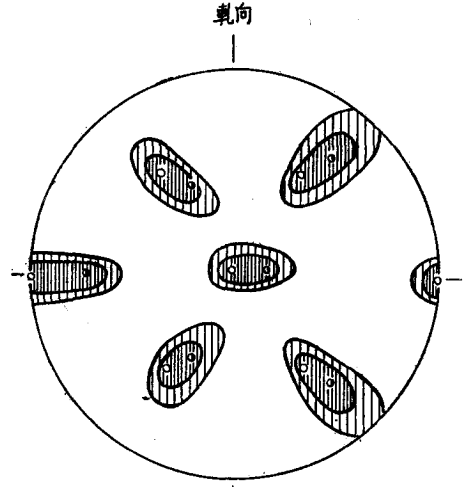
图5 (110)[001]单晶体经过70%(a)、80%(b)、85%(c)冷轧,并在1500°C退火后的(110)极图。
 ●—(221)[114]; ●—(22 $\bar{1}$)[114]; ○—(110)[001];
 ○—(120)[001]; ●—(210)[001].



a



b



c

图6 (111)[112]单晶体经过70%(a)、80%(b)、85%(c)冷轧,并在1500°C退火后的(110)极图。
 ●—(22 $\bar{1}$)[114]; ○—(110)[001];
 ⊗—(320)[001]; ●—(210)[001].

过退火后,得到了(110)[001]和弱一些的(120)[001]、(210)[001]再结晶组织,它们之间有一个共同的、与轧制方向平行的[001]方向。(111)[11 $\bar{2}$]取向的单晶体冷轧70%退火后,得到了(110)[001]和弱一些的(22 $\bar{1}$)[114]再结晶组织,它们之间有一个共同的、与轧制方向垂直的[1 $\bar{1}$ 0]方向;冷轧80%的样品经过退火后,得到了(110)[001]和(320)[001]再结晶组织;冷轧85%的样品经过退火后,得到了(110)[001]和(210)[001]再结晶组织,它们之间都有一个共同的、与轧制方向平行的[001]方向。

三、结果讨论

从以上结果来看,(110)[001]和(111)[11 $\bar{2}$]鉬单晶体的冷轧和再结晶组织,与取向相同的铁硅合金单晶体的冷轧和再结晶组织虽然相似,但是也有不同的地方:(110)[001]鉬单晶体在冷轧变形时并不发生孪生,因而不形成(100)[011]加工组织;{221}<114>再结晶组织在铁硅单晶冷轧70%退火后,也没有观察到。比较(110)[001]和(111)[11 $\bar{2}$]取向的鉬单晶体,在不同程度冷轧后的加工组织和再结晶组织,可以看出晶体在冷轧后,与再结晶组织取向相同的加工组织确实存在。这部分加工组织在退火再结晶时,可能会通过同位再结晶方式成为再结晶的晶核,从而发展成再结晶组织。但是为什么这两类取向的单晶体,随着变形量增加,再结晶组织会从(22 $\bar{1}$)[114]、(110)[001]逐步向(320)[001]、(210)[001]方面变化?这是需要我们进一步说明的问题。

目前,对形成再结晶组织的主导因素还有争论。总括起来说,可分为两种意见:一种意见认为再结晶晶核的取向就在一狭窄范围内,当晶核的取向与主要加工组织的取向以及它的孪生取向不同时,晶核就可以成长,发展成为再结晶组织,这称为“定向生核”假说。另一种意见认为再结晶晶核的取向是杂乱的,再结晶组织的形成主要是由于再结晶晶核与母体加工组织取向间择优生长的结果,这称为“定向生长”假说。

胡郁^[4]曾从定向生长的观点来解释(110)[001]铁硅单晶体经过冷轧退火后,(110)[001]和(210)[001]再结晶组织的形成,认为{111}<112>取向的加工组织,可提供{110}<001>取向的再结晶晶核择优生长,因而形成{110}<001>再结晶组织;{110}<001>加工组织,又可以提供{120}<001>取向的再结晶晶核择优生长,因而也可以得到{120}<001>再结晶组织。但是从定向生长的观点,很难对以上鉬单晶体实验的结果作出全盘的解释:为什么随着变形量增加,虽然主要的加工组织都是{111}<112>,但再结晶组织却会从(22 $\bar{1}$)[114]、(110)[001]向着(320)[001]和(210)[001]方面变化?如果按定向生长假说,(120)[001]再结晶组织在冷轧70%的(110)[001]单晶样品中,应该比冷轧85%的样品中更容易得到,因为(110)[001]加工组织在冷轧70%的样品中比冷轧85%的样品中更强,但事实并不如此。Walter和Hibbard^[3]研究了这类取向的铁硅单晶体后,认为在加工组织中再结晶组织取向相同的部分,在再结晶时可能会作为再结晶晶核。Dunn和郭本坚^[1,2]则主张用定向生核来解释这类取向的铁硅单晶体,在冷轧退火后(110)[001]、(320)[001]和(210)[001]再结晶组织的形成。但是除了对(110)[001]取向晶核的来源作出过说明外,对(320)[001]和(210)[001]晶核的来源并未给以解释。

为了要说明再结晶晶核可能的来源,和它们的取向随变形程度不同而变化的规律,让我们先来讨论一下(111)[11 $\bar{2}$]取向的晶体在轧制变形时,各组滑移系变形的情况。图7

是(111)[11 $\bar{2}$]取向单晶的标准极图,从图中可以很容易看出在轧制变形时,(0 $\bar{1}$ 1)[111]、(10 $\bar{1}$)[111]、(1 $\bar{1}$ 0)[111]和(01 $\bar{1}$)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]、(10 $\bar{1}$)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]、(1 $\bar{1}$ 0)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]这六组滑移系是不容易

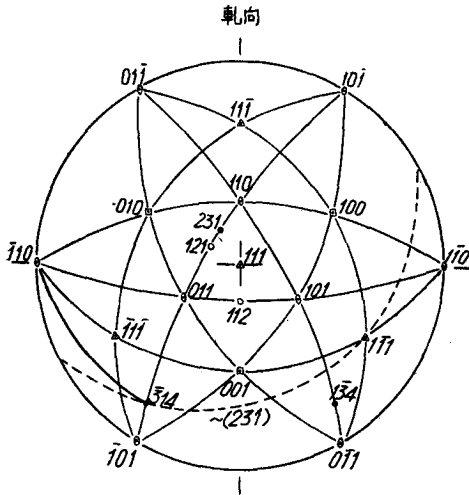


图7 (111)[11 $\bar{2}$]取向晶体的标准极图.

发生滑移的,而(011)[11 $\bar{1}$]、(101)[11 $\bar{1}$]、(110)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]、(110)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]、(011)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]和(101)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]这六组滑移系将可以发生滑移.考虑到轧制时金属的流动方向和各组滑移系滑移方向之间夹角大小的差别,就不能单凭分切应力 $\cos \alpha \cdot \cos \lambda \cdot F$ 的大小(α 是轧向和滑移面法线间的夹角, λ 是轧向和滑移方向间的夹角, F 是样品受到的应力.)来判断那组滑移系在轧制时更容易发生滑移,而必需引入有效分切应力 $\cos \alpha \cdot \cos \lambda \cdot \cos \psi \cdot F$, ψ 是滑移方向和金属流动方向之间的夹角,在轧制变形时, ψ 和 λ 相等. 这六组滑移系的 $\cos \alpha \cdot \cos \lambda$ 和 $\cos \alpha \cdot \cos \lambda \cdot \cos \psi$ 数值,分别列于表1中,从 $\cos \alpha \cdot \cos \lambda \cdot \cos \psi$ 数值的大小,可以看出(011)[11 $\bar{1}$]和(101)[11 $\bar{1}$]滑移系在轧制变形时最容易发生滑移,而(110)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]和(110)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]滑移系则次之,(011)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]和(101)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]更次之.我们在研究钨单晶体范性变形时^[8],观察到滑移常常是在两组{110}面上沿着同一个<111>方向组合发生,由于这两组{110}面上的分切应力大小不同,发生组合滑移后构成的外观滑移面可以是{112}、{123}、{145}……{110}. (111)[11 $\bar{2}$]单晶在轧制变形时,(011)[11 $\bar{1}$]和(101)[11 $\bar{1}$]滑移系最易发生滑移,由于这两组滑移系的有效分切应力相等,组合滑移后构成的外观滑移面可能是(112)(图7),滑移后引起晶格弯曲的转轴平均来看将是[$\bar{1}$ 10].为了使(011)[11 $\bar{1}$]和(101)[11 $\bar{1}$]这两组滑移系,在晶体转动后仍能继续作用,因而轧制后晶体取向将绕[$\bar{1}$ 10]沿顺时针方向转动,滑移方向将远离轧向,因而得到了(22 $\bar{1}$)[114]和(110)[001]加工纤维.随着变形度增加,(110)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]和(011)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]滑移系的滑移也将逐渐占重要的地位.由于这两组滑移系的有效分切应力不相等,组合滑移后构成的外观滑移面不可能是(121).假如滑移在(011)和(110)面上,按有效分切应力大小来分配,那么组合滑移后构成的外观滑移面可能接近(231)(图7),这两组滑移系发生作用后,晶格弯曲的转轴平均来看将是[$\bar{3}$ 14].为了使(110)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]和(011)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]这两组滑移系在晶体转动后仍能继续

表1 (111)[11 $\bar{2}$]单晶在轧制变形时,不同滑移系上的 $\cos \alpha \cdot \cos \lambda$ 和 $\cos \alpha \cdot \cos \lambda \cdot \cos \psi$ 值

滑 移 系	轧向和滑移面法线间的夹角 α	轧向和滑移方向间的夹角 λ	金属流动方向和滑移方向间的夹角 ψ	$\cos \alpha \cdot \cos \lambda$	$\cos \alpha \cdot \cos \lambda \cdot \cos \psi$
(011)[11 $\bar{1}$] (101)[11 $\bar{1}$]	73°13'	19°28'	19°28'	0.273	0.257
(110)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$] (110)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]	54°44'	61°52'	61°52'	0.273	0.157
(011)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$] (101)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]	73°13'	61°52'	61°52'	0.137	0.0965

发生作用,因而軋制后晶体的取向将繞 $[\bar{3}14]$ 沿順时針方向轉动,滑移方向 $[1\bar{1}\bar{1}]$ 将向軋向趋近。由于以上 $(011)[1\bar{1}\bar{1}]$ 、 $(101)[1\bar{1}\bar{1}]$ 、 $(110)[1\bar{1}\bar{1}]$ 和 $(011)[1\bar{1}\bar{1}]$ 这四組滑移系的作用,引起晶格取向的轉动,平均来看,它們轉动軸的位置将落在 $[\bar{1}10]$ 和 $[\bar{3}14]$ 的連綫上(图7),并且只可能沿順时針方向发生轉动。随着变形度增加, $(110)[1\bar{1}\bar{1}]$ 和 $(011)[1\bar{1}\bar{1}]$ 滑移系作用的增強,平均轉动軸的位置将从 $[\bar{1}10]$ 逐渐向 $[\bar{3}14]$ 方向移动,晶格取向轉动的角度也会增加。用相似的步驟,也可以討論 $(011)[1\bar{1}\bar{1}]$ 、 $(101)[1\bar{1}\bar{1}]$ 、 $(110)[1\bar{1}\bar{1}]$ 和 $(101)[1\bar{1}\bar{1}]$ 滑移系发生作用时晶格取向变化的关系,这时轉軸的位置将落在 $[\bar{1}10]$ — $[\bar{1}\bar{3}4]$ 連綫上(图7),并且将以逆时針方向发生轉动。分析 $(111)[11\bar{2}]$ 取向和 $(22\bar{1})[114]$ 、 $(110)[001]$ 、 $(320)[001]$ 、 $(210)[001]$ 、 $(310)[001]$ 、 $(410)[001]$ 和 $(100)[001]$ 取向間的几何关系,列于表2和图8中,从表2及图8中可以看出, $(111)[11\bar{2}]$ 取向与 $(110)[001]$ 等取向間存在着沿某一軸轉动一定角度的几何关系,这些轉軸的位置正好落在 $[\bar{1}10]$ 到 $[\bar{3}14]$ 的連綫上,随着取向从 $(110)[001]$ 向 $(100)[001]$ 变化时,轉軸的位置也从 $[\bar{1}10]$ 向 $[\bar{3}14]$ 方向移动,轉动的角度也越大。这与以上的討論分析,以及只有在較大变形后才观察到 $(210)[001]$ 加工織构出現的事实是符合的。

表2 $(111)[11\bar{2}]$ 取向与 $(110)[001]$ 等取向間的几何关系

$(111)[11\bar{2}]$ 取向轉动后所得到的取向	轉动軸的位置(图7,8)	轉动角度
$(22\bar{1})[114]$	I $[\bar{1}10]$	$15^{\circ}48'$
$(110)[001]$	I	35°
$(320)[001]$	II	37°
$(210)[001]$	III	39°
$(310)[001]$	IV	42°
$(410)[001]$	V	47°
$(100)[001]$	VI $[\bar{3}14]$	57°

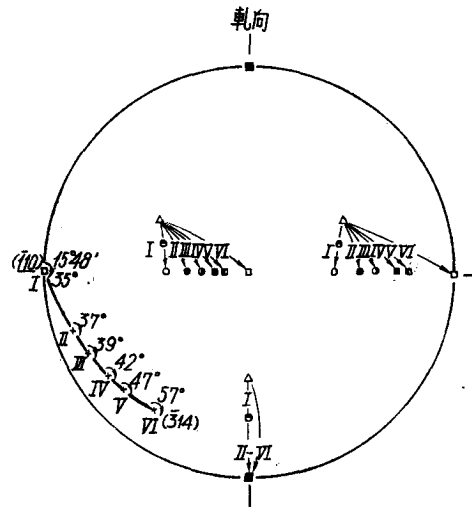


图8 $(111)[11\bar{2}]$ 取向和 $(22\bar{1})[114]$ 、 $(110)[001]$ 、 $(320)[001]$ 、 $(210)[001]$ 、 $(310)[001]$ 、 $(410)[001]$ 和 $(100)[001]$ 取向間的几何关系, $[(100)$ 极图]。

△— $(111)[11\bar{2}]$; ●— $(22\bar{1})[114]$;
○— $(110)[001]$; ⊗— $(320)[001]$;
⊙— $(210)[001]$; ⊠— $(310)[001]$;
■— $(410)[001]$; □— $(100)[001]$ 。

$(111)[11\bar{2}]$ 取向对于軋制变形來說,虽然是一种稳定的取向,不过 $(111)[11\bar{2}]$ 晶体在軋制时,由于多組滑移系間的交互作用,仍然会引起一部分晶格取向的轉动,而形成了弱的 $(22\bar{1})[114]$ 、 $(110)[001]$ 、 $(320)[001]$ 、 $(210)[001]$ 加工織构,这部分加工織构在再結晶时,可能会通过同位再結晶过程成为再結晶晶核,因而形成 $(22\bar{1})[114]$ 、 $(110)[001]$ 、 $(320)[001]$ 和 $(210)[001]$ 再結晶織构。由于 $(111)[11\bar{2}]$ 单晶軋制时,滑移首先是在 $(011)[1\bar{1}\bar{1}]$ 和 $(101)[1\bar{1}\bar{1}]$ 滑移系上发生,然后才能在 $(110)[1\bar{1}\bar{1}]$ 和 $(011)[1\bar{1}\bar{1}]$ 滑移系上进行,因此部分晶格取向轉动的轉軸,不可能只限于在 $[\bar{3}14]$ 位置,冷軋后不可能得到 $(100)[001]$ 加工織构,也就不可能得到 $(100)[001]$ 再結晶織构。但是 $(310)[001]$ 再結晶織构是可能得到的。我們在研究 $(110)[001]$ 鉄硅单晶冷軋及再結晶織构时^[7],已得到过集中的 $(310)[001]$ 和 $(410)[001]$ 再結晶織构。

(110)[001]单晶体轧制时的情况,与(111)[11 $\bar{2}$]单晶轧制时的情况相仿,因为(110)[001]单晶轧制时的滑移系是(011)[11 $\bar{1}$]、(101)[11 $\bar{1}$]、(01 $\bar{1}$)[111]和(10 $\bar{1}$)[111]^[6],由于这四组滑移系的作用,(110)[001]晶体取向在轧制过程中,将绕[$\bar{1}$ 10]转动,而形成稳定的{111}<112>加工织构。在继续变形时,从{111}<112>加工织构出发,才可能得到(320)[001]、(210)[001]加工织构;退火后才可以得到(320)[001]、(210)[001]再结晶织构。从这一点也可以说明(111)[11 $\bar{2}$]单晶在冷轧80%退火后,得到了(110)[001]和(320)[001]再结晶织构,而(110)[001]单晶经过冷轧80%退火后,只得到了(110)[001]再结晶织构,而没有(320)[001]再结晶织构。

(111)[11 $\bar{2}$]单晶体经过80—85%冷轧退火后,只得到了(320)[001]和(210)[001]再结晶织构,而没有(230)[001]和(120)[001]再结晶织构,这可能是由于轧向与[11 $\bar{2}$]方向间有一些偏离,使(110)[1 $\bar{1}$ 1]、(011)[1 $\bar{1}$ 1]滑移系比(110)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]、(101)[$\bar{1}$ 1 $\bar{1}$]滑移系更易滑移,在晶体变形后,只形成了(320)[001]和(210)[001]加工织构的缘故。(110)[001]单晶体冷轧后得到了一组对称的(111)[11 $\bar{2}$]和(111)[$\bar{1}$ 1 $\bar{2}$]加工织构,因而经过85%冷轧后,可能得到一组对称的(120)[001]和(210)[001]加工织构(可能(120)[001]比(210)[001]弱,因此在极图中只能观察到(210)[001]),退火后才能得到一组对称的(120)[001]和(210)[001]再结晶织构。

总结以上讨论,我们认为这类取向的单晶体经过70—85%冷轧后,定向生核是形成再结晶织构的主导因素。晶体在轧制时,由于多组滑移系的交互作用,而形成了某些取向的加工织构,这部分加工织构可能通过同位再结晶的方式成为再结晶晶核。考虑到(111)[11 $\bar{2}$]单晶轧制时,由于各组滑移系间的交互作用而引起一部分晶格取向的转动,可以很好地解释这类取向的单晶体,随着压下量增加,再结晶织构从(22 $\bar{1}$)[114]、(110)[001]向着(320)[001]、(210)[001]方向变化的现象。

四、总 结

1. (110)[001]铝单晶体经过70—85%冷轧后,加工织构主要是(111)[11 $\bar{2}$]和(111)[$\bar{1}$ 1 $\bar{2}$],另外还有弱的(110)[001]。在冷轧85%后,产生了弱的(210)[001]加工织构。
2. (110)[001]铝单晶体冷轧70%退火后,再结晶织构是(110)[001]和弱一些的(211)[11 $\bar{4}$]、(22 $\bar{1}$)[114];冷轧80%退火后,再结晶织构是(110)[001];冷轧85%退火后,再结晶织构是(110)[001]和弱一些的(120)[001]、(210)[001]。
3. (111)[11 $\bar{2}$]铝单晶体,经过70—85%冷轧后,加工织构主要是(111)[11 $\bar{2}$],另外还有弱的(110)[001]。冷轧85%后产生了弱的(210)[001]加工织构。
4. (111)[11 $\bar{2}$]铝单晶体冷轧70%退火后,再结晶织构是(110)[001]和弱一些的(22 $\bar{1}$)[114];冷轧80%退火后,再结晶织构是(110)[001]和(320)[001];冷轧85%退火后,再结晶织构是(110)[001]和(210)[001]。
5. 在冷轧后的样品中,与再结晶织构取向相同的加工织构已经存在,这部分加工织构可能会通过同位再结晶方式,成为再结晶晶核。
6. 分析(111)[11 $\bar{2}$]取向晶体,在轧制变形时各组滑移系间的交互作用,从定向生核观点,可以比较满意地解释这类取向的单晶体随着压下量增加,再结晶织构从(110)[001]

向(210)[001]逐渐变化的现象。

参 考 文 献

- [1] Dunn C. G., *Acta Met.*, **2** (1954), 176.
- [2] Dunn C. G. and Koh P. K. (郭本坚), *Trans. A. I. M. E.*, **206** (1956), 1017.
- [3] Walter J. L. and Hibbard W. R., *Trans. A. I. M. E.*, **212** (1958), 731.
- [4] Hsun Hu (胡郇), *Trans. A. I. M. E.*, **221** (1960), 130.
- [5] 王维敏, 周邦新, 陈能宽, *物理学报* **16** (1960), 263.
- [6] 周邦新, 铁硅合金单晶体的冷轧和再结晶组织. (未发表).
- [7] Chen N. K. (陈能宽) and Maddin R., *Trans. A. I. M. E.*, **197**, (1953), 300.
- [8] 周邦新, 鉬单晶体的范性形变, *物理学报*, **19** (1963), 285.

COLD-ROLLED AND RECRYSTALLIZATION TEXTURES OF MOLYBDENUM SINGLE CRYSTALS

CHOU PANG-HSIN

ABSTRACT

The cold-rolled and recrystallization textures of molybdenum single crystals of (110)[001] and (111)[11 $\bar{2}$] orientation after a reduction in thickness of 70, 80 and 85 pct were investigated. As the reduction in thickness increased from 70 to 85 pct, the recrystallization textures gradually changed from the (110)[001], (22 $\bar{1}$)[114] orientations towards the (320)[001] and (210)[001] orientations. These results can be satisfactorily explained by the point of view of oriented nucleation.