第3卷 第1期 金 屬 学 报 Vol. 3, No. 1
1958年3月 ACTA METALLURGICA SINICA March, 1958

矽鋼片的加工織构及再結晶織构*

陈能寬 刘长祿**

（中国科学院应用物理研究所）

提 要

本文研究了含矽量为4.15%，2.9%和3.35%的矽鋼片的加工織构和再結晶織构．用X射綫測定極圖的結果証明：在所有合金中，当最后冷軋軋下量大于60%时，其加工織构是(001)[110]，(112)[1$\bar{1}$0]及(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]．退火后的初次再結晶織构是(001)[110]繞[001]軸旋轉0°—30°，(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]及(110)[001]．

本文还研究了再結晶織构的形成过程，借以了解它的形成机构．結果表明：(1) 再結晶織构(001)[110]繞[001]軸旋轉0°—30° 是通过"同位再結晶" (recrystallization in-situ)的过程，然后围繞垂直于压延平面的軸旋轉而成．(2)再結晶的最初阶段的(110)[001]織构与加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]在数量上有对应的关系，因此，我們認为用定向生核理論来解释(110)[001]的形成較为适当．在几何关系上，前人曾指出，再結晶織构(110)[001]可認为是由加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]繞〈110〉軸旋轉35°而来，这个观点是与本文結果符合的．(3)在退火过程中，加工織构的消失具有一定順序：(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]最先消失，(001)[110]最后消失．某一加工織构的再結晶本領并不决定于它的相对数量的多少，而是决定于該織构的类型．

在含矽量为2.9%的样品中，經一系列的加工及热处理后，获得了發展良好的第二次再結晶織构(110)[001]，其偏离度为15°．(110)[001]織构即一般取向矽鋼片所要求的择尤取向．

一、引 言

矽鋼片（鉄矽合金）{110}〈001〉的择尤取向具有良好的磁性性能，所以在制造取向矽鋼片时，常設法增加{110}〈001〉的比例与完整性．由此可見，研究矽鋼片形成择尤取向的条件及机构具有重要的实际意义．

在矽鋼片的加工織构及再結晶織构方面，前人已有不少工作．Курдюмов 及 Sachs[1] 測定含矽量为4.6%的矽鋼冷軋95%后的織构为(001)[110]，(112)[1$\bar{1}$0]及(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]，并且証明加工織构的偏离度与冷軋程度有关，冷軋度越大則偏离度越小．冷軋后在860°C或1093°C退火，測定再結晶織构为(100)[011]$_{15°}$[1]，(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]及(112)[1$\bar{1}$0]$_{15°}$．郭本堅及Dunn[2]用含矽量为3.25%的矽鋼单晶体进行了研究．發現冷軋70%后，稳定位向是{001}〈110〉至{111}〈110〉范围内的各种位向及{111}〈112〉．至于再結晶織构(110)[001]的来源，Dunn[3]認为在冷加工織构中存在着微弱的{111}〈112〉，退火后可轉变为

* 1957年11月26日收到．

** 哈尔滨軍事工程学院进修教师．

1) (100)[011]$_{15°}$表示該織构的取向是相当于(100)[011]繞[100]軸旋轉15°．本文中凡与此相似的表示，都代表这种含意．

(110)[001]，Dunn[4]并指出它們之間的关系是：{111}〈112〉繞〈110〉軸旋轉35°后成为{110}〈001〉。最近，Dunn 及郭本坚[5]在单晶体中証明，只要冷軋后能获得加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]，退火后即可得到强的 (110)[001] 再結晶織构。他們指出，矽鋼片中再結晶織构的形成是符合于定向生核理論的。但是，这些考虑并沒有将单晶体的工作与多晶体的工作連系起来，所以在多晶体的情况下，織构的形成規律还值得作进一步的探討。

Weiner 及 Corcoran[6] 的工作証明：冷軋后的稳定位向是：{001}〈110〉，{111}〈112〉及{111}〈110〉。低温(650°C) 退火后，初次再結晶織构是：(001)[110]$_{0°-5°}$ 及 (111)[$\bar{1}\bar{1}2$]；高温 (925°C) 退火后，則有(001)[110]$_{10°-30°}$ 产生，此外尚有 (111)[$\bar{1}\bar{1}2$] 及 (111)[$\bar{1}\bar{1}2$] 繞〈110〉軸旋轉而得的一些織构。从金相观察的結果，他們認为在低温再結晶时，每一晶粒的再結晶是通过"低角再結晶"的机构来完成的。但 Weiner 及 Corcoran 的工作并未能詳尽地說明初次再結晶織构(001)[110]$_{0°-30°}$ 的形成过程。

Dunn[7,8] 在二次再結晶方面的工作，支持了定向生核理論，并进一步强調了他已提出的"定向生核——选择性长大"的理論，但据实驗数据看来，尚不能完全作出定論。

前人的工作，据我們知道的很少曾利用观測退火織构形成过程的方法，来分析矽鋼片初次再結晶織构的形成机构。本工作的目的：(1)利用三种国产含矽量不同的样品，經各种不同的冷軋及退火后，用 X 射綫确定其加工織构及再結晶織构。(2)观測退火織构的形成过程，研究初次再結晶織构的形成机构。(3)确定二次再結晶織构与初次再結晶織构的某些关系。

二、实驗步驟及結果

本工作使用了三种含矽量不同的材料，它們的化学成分如下表：

分类 \ 元素 %	Si	C	P	S	Mn	Al	Cu	Cr	备注
甲类样品	4.15	0.009	0.010	0.004	0.13	0.10	—	—	1. 冷軋退火后的分析 2. 用 Al 脫氧
乙类样品	2.93	0.08	0.014	0.005	0.15	0.032	0.041	痕迹	用 Si-Ca 脫氧
丙类样品	3.35	0.05	0.007	0.006	0.05	—	—	—	用 Al 脫氧

热軋后材料的原厚度(平均值)是：甲类材料为 1.37 毫米，乙类材料为 1.2 毫米，丙类材料为 2.6 毫米。

将材料預先在 900°C 退火 2 小时 (特别注明的例外)，然后在軋輥直径約为 7 厘米的軋鋼机上进行冷軋，最后再在各种不同的温度下进行退火，使材料获得部分的或完全的初次再結晶以及二次再結晶(每一样品的詳細处理过程分述于后)。退火工作都是在真空中进行的。退火时平均加热速度約为 400°C/小时。冷却方法：一般的都是在爐內冷却，但用来观測初次再結晶織构形成过程的样品是在空气中冷却的。

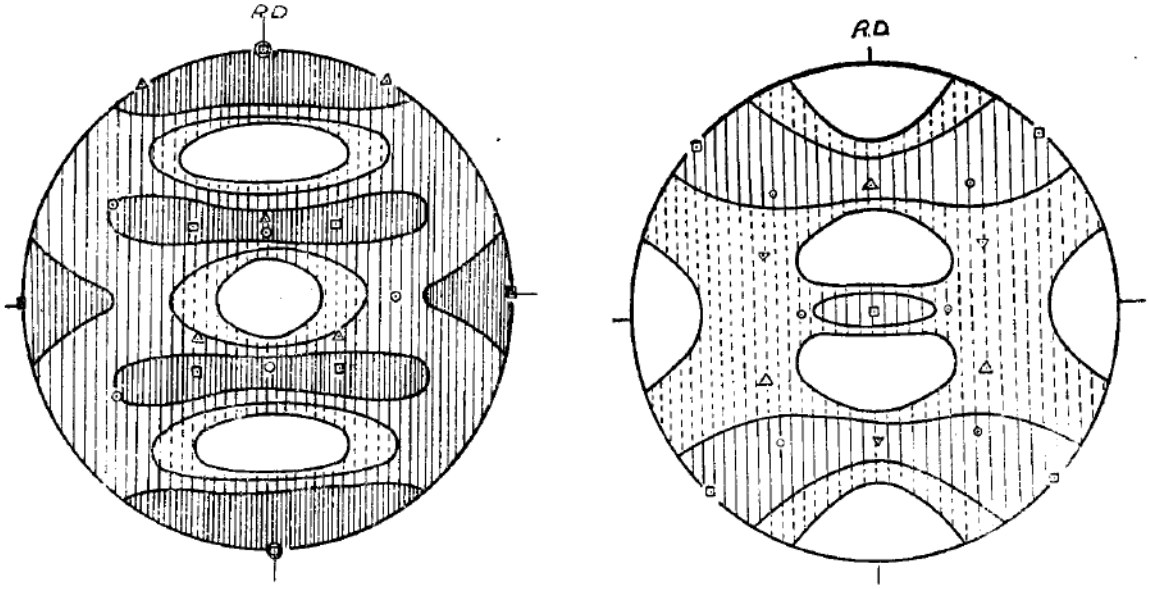
無論是冷軋样品或是退火样品，都用 25% HNO_3 水溶液腐蝕，使之成为厚約 0.12—0.06 毫米的試样。制作此类試样时常常采用腐蝕与研磨相間的办法，力求使試样的厚度均匀一致。

用X射綫测定試样的極圖，X射綫光源为MoK_α，电压为38千伏，管流为8毫安。测定加工極圖及研究再結晶織构的形成过程时，使用劳厄照像机，其余的用累积照像机，退火温度在1150°C以上的样品，則用劳厄法分别的测定一些較大晶粒的取向后，再綜合繪成極圖。

現在将实驗結果按样品的类别分述于下。

甲类样品

甲类样品經900°C 2小时預先退火，冷軋70%后，测定極圖如圖1，其稳定位向依强度的大小排列如下：(i) (001)[110]；(ii) (112)[$1\bar{1}0$]；(iii) (111)[$\bar{1}\bar{1}2$]。由極圖可以看出，在此情况下晶体位向的分布是比較杂乱的，故可把一些其他的微弱織构忽略不計。



(a) (110)極圖　　(b) (100)極圖

圖1 甲70[1]加工極圖

□——加工織构(001)[110]　　⊙——加工織构(112)[$1\bar{1}0$]
△——加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]　　*R. D.* 代表軋向

如把甲70在850°C退火1小时后，再結晶織构为：(i) (001)[110]$_{20°}$，(ii) (111)[$\bar{1}\bar{1}2$]及(110)[001]。

在更高的温度(1200°C)退火 $1\frac{1}{2}$ 小时后，因晶粒直径約为1—1.2毫米，用累积照像法已不能形成清晰的德拜环，所以用透射劳厄法测定了17个較大晶粒的取向繪成極圖如圖

1) 本文所采用的样品編号原則如下：

(1) 甲，乙，丙三字代表三种含矽量不同的材料，其后不注明"特"字者，并表明該材料系經900°C 2小时的預先退火。

(2) 70，90等字代表冷軋时的軋下量。

(3) 650°-0，850°-1等符号的含意是：在短横之前的温度(如650°)表示是在該温度下(如650°C)退火，短横之后的数字代表退火时間(以小时为单位)。

(4) "特"字代表該材料系經900°C 10小时的預先退火，冷軋30%，中間退火为880°C 24小时，再冷軋60%。

例：甲70——含矽量为4.15%的材料，900°C 2小时的預先退火后，冷軋70%。

甲70-850°-1——甲70在850°C退火1小时。

丙特-650°-0——含矽量为3.35%的材料，按原則(4)的方法处理后，随爐加热退火，爐温刚到650°C时，即取出空气冷却(即在650°C保温0小时)。

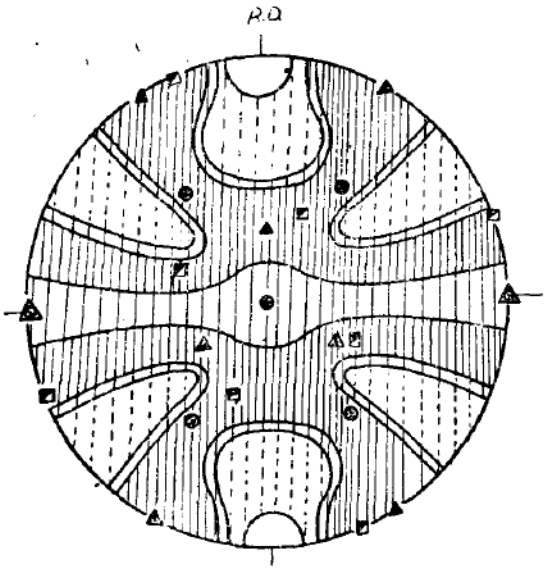


圖 2　甲 70-850°-1 退火極圖
(110)圖

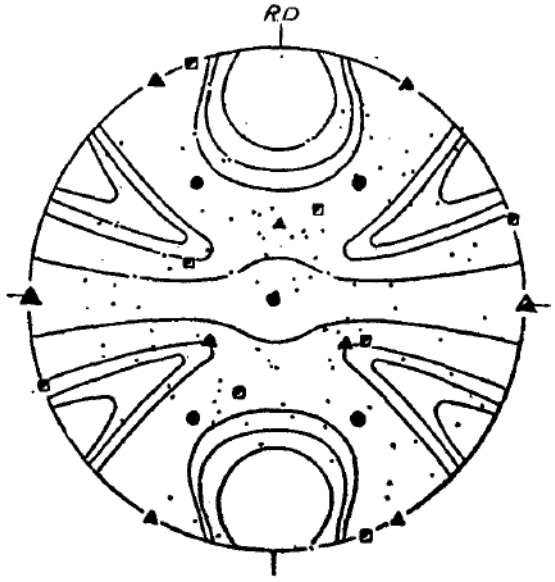


圖 3　甲 70-1200°-1 $\frac{1}{2}$ 退火極圖
(110)圖

▨——再結晶織构(001)[110]$_{20°}$　　▲——再結晶織构(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]
▨——再結晶織构(110)[001]　　*R. D.* 代表軋向

3. 由圖 3 可以看出晶粒的位向分布相当散乱，并沒有集中的趋势。位向分布的情况与圖 2 大致相似。

由此也可以看出，当退火温度超过 850°C，但还未正式發生二次再結晶时，除晶粒的正常长大外，并無其他的变化，所以可以用 850°C 时的退火織构近似的代表發生二次再結晶前的位向分布。

乙类样品

乙类样品經 900°C 10 小时的預先退火，冷軋 30%，再經 880°C 24 小时的中間退火后，再冷軋 60%[1]。其加工極圖如圖 4。把加工織构按强度順序排列如下：(i) (001)[110]，(ii) (112)[1$\bar{1}$0]及(iii) (111)[$\bar{1}\bar{1}$2]。与甲 70 加工極圖相比較，不同之点仅是乙特的加工織构的偏离度較小。把乙特經 650°C 1$\frac{1}{2}$ 小时退火后，如圖 5 所示。再結晶織构为：(i) (001)[110]$_{15°}$ 及 (111)[$\bar{1}\bar{1}$2]，(ii) (110)[001]。将乙特在 850°C 退火 1 小时后(圖 6)，(001)[110]$_{20°}$ 居于最强地位，(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]相对的减弱，其强度基本上与 (110)[001] 相等，但比較圖 5, 6，可以看出在較高温度退火后，織构的偏离度已减小，这就表示再結晶織构通过晶粒长大的过程逐漸的壯大自己。另外，也可看出在 650°C 退火所形成的 (001)[110]$_{15°}$ 到 850°C 后則轉变为(001)[110]$_{20°}$。

将乙特在 1150°C 眞空退火 1$\frac{1}{2}$ 小时后，看出有非常明显的第二次再結晶現象發生，晶粒直径一般地約为 2—4 毫米，最大的晶粒約为 6 毫米（直径）。用劳厄法定出了其中 20 个晶粒的取向后制成極圖如圖 7。由圖 7 可以看出，它們是發展良好的 (110)[001] 二次再結晶織构，偏离度为 15°。

1) 乙类样品的冷軋工序是在北京鋼鉄研究所进行的。

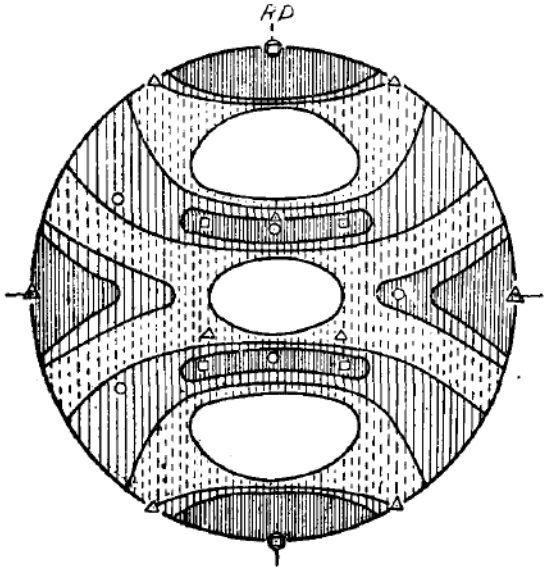


圖 4 乙特加工極圖

(110)圖

加工織构 ⊡——(001)[110]

⊙——(112)[1$\bar{1}$0]

△——(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]

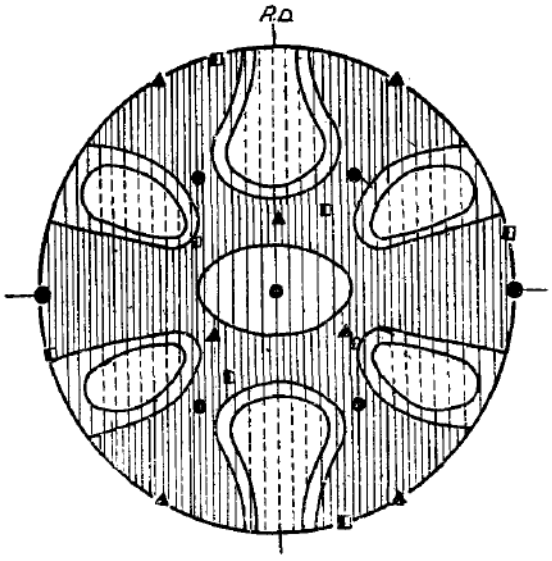


圖 5 乙特-650°-1$\frac{1}{2}$退火極圖

(110)圖

再結晶織构 ▦——(001)[110]$_{15°}$

▲——(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]

▨——(110)[001]

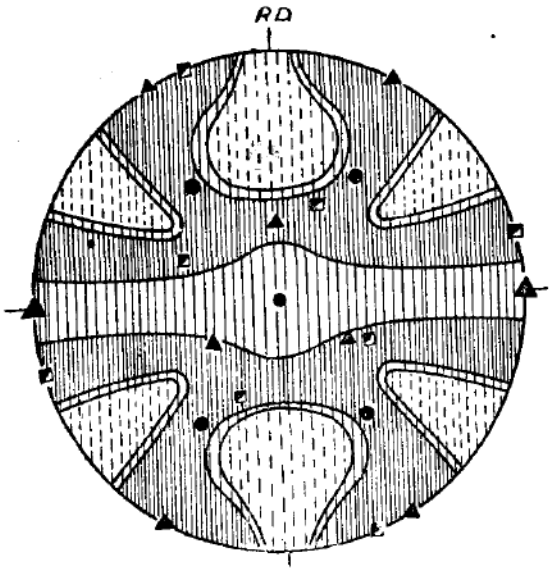


圖 6 乙特-850°-1 退火極圖

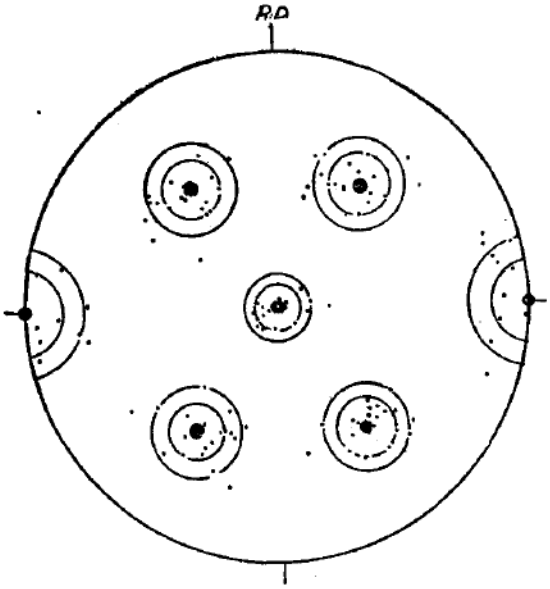


圖 7 乙特-1150°-1$\frac{1}{2}$退火極圖

▨——再結晶織构(001)[110]$_{20°}$

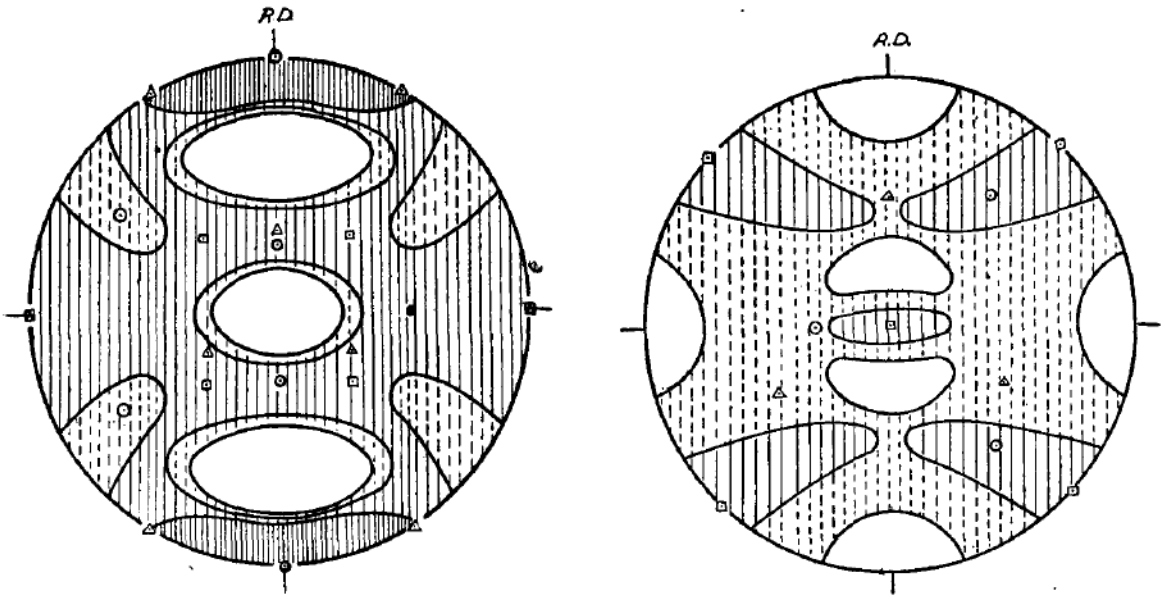
▲——再結晶織构(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]

▨——再結晶織构(110)[001]

丙类样品

丙类样品經 900°C 2 小时的預先退火，冷軋 70% 后(如圖 8)，然后加工織构仍是(001)[110]，(112)[1$\bar{1}$0] 及 (111)[$\bar{1}\bar{1}$2]，但在相对强度上却与甲、乙二类样品不同，由圖 8 可以看出(112)[1$\bar{1}$0]的强度显著的減低，而(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]上升为第二位。

将丙类样品冷軋 90% 后，加工織构的类型及其相对强度的順序仍未改变，只是因冷



a. (110)圖　　b. (100)圖

圖 8　丙 70 加工極圖

⊡——(001)[110]　　⊙——(112)[1$\bar{1}$0]

△——(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]　　*R. D.* 代表軋向

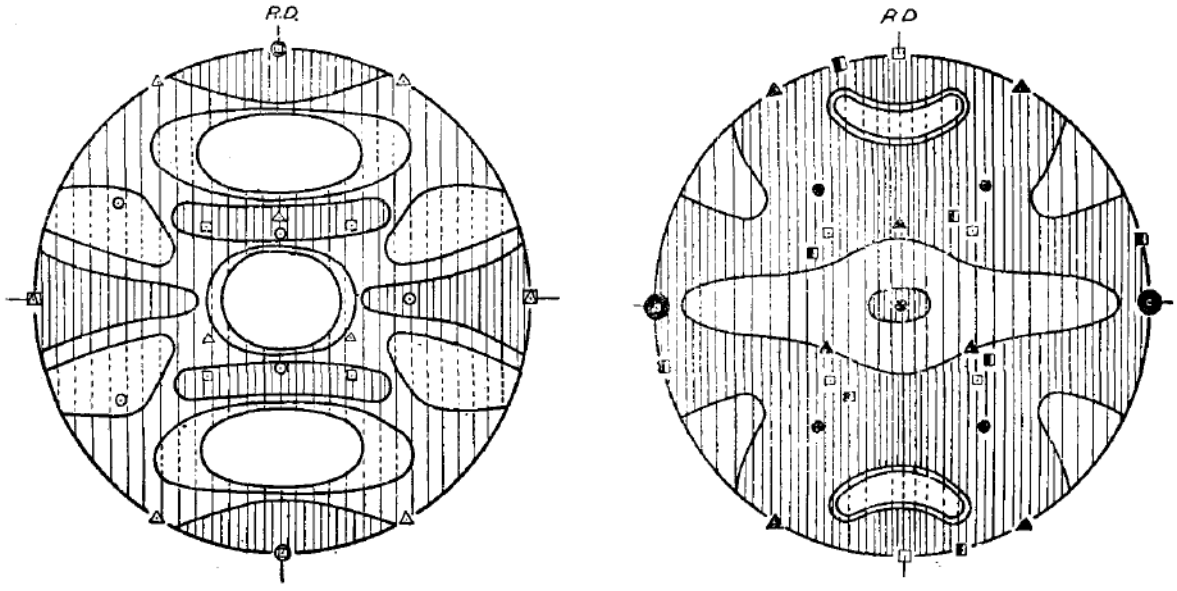


圖 9　丙 90 加工極圖

(110)圖

加工織构：⊡——(001)[110]

△——(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]

⊙——(112)[1$\bar{1}$0]

圖 10　丙 70–650°–1$\frac{1}{2}$退火極圖

(110)圖

再結晶織构：▣——(001)[110]$_{15°}$

▲——(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]

▨——(110)[001]

軋程度加大，偏离度有所減小，織构显得更加集中而已，如圖 9.

將丙 70 在 650°C 退火 1$\frac{1}{2}$小时后(如圖 10)，可看出晶体的位向分布相当散乱，加工織构 (001)[110]的位向仍然存在，此外尚有 (001)[110]$_{15°}$，(110)[001]及(111)[$\bar{1}\bar{1}$2].

無論是在 650°C 下延长保温时間(延长至 10 小时)或是升高退火温度至 850°C，保温 1 小时后，加工織构(001)[110] 的位向都已消失，退火織构 (110)[001] 都相对的減弱，而

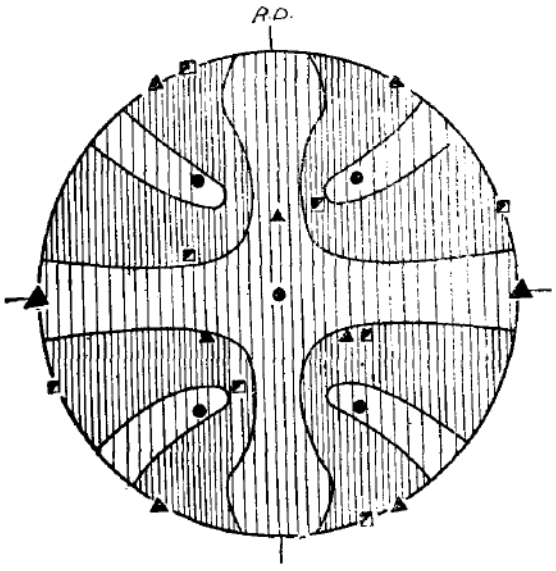


圖 11 丙 70-650°-10 退火極圖
(110)圖

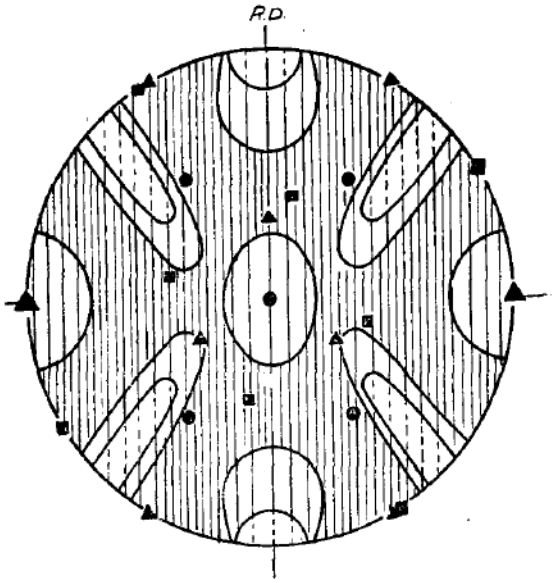


圖 12 丙 70-850°-1 退火極圖
(110)圖

退火織构：▨——(001)[110]$_{20°}$ ▨——(001)[110]$_{30°}$
▨——(110)[001] ▲——(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]

退火織构(001)[110]$_{20°}$, (001)[110]$_{30°}$ 都相对的增强，如圖 11, 12 所示。由圖 11 可以看出丙 70-650°-10 的再結晶織构是：(i) (001)[110]$_{20°}$; (ii) (110) [001] 及 (111) [$\bar{1}\bar{1}$2]。由圖 12 可以看出丙 70-850°-1 的再結晶織构是：(i) (001)[110]$_{30°}$; (ii) (110) [001] 及 (111) [$\bar{1}\bar{1}$2]。比較圖 10, 11, 12 可知，当保温时間延长或退火温度升高后，(001)[110] 繞 [001] 軸逐漸的轉动，始之是 (001)[110]$_{0°-15°}$，繼而是 (001)[110]$_{20°}$，当退火温度达到 850°C 后即形成(001)[110]$_{30°}$。

为了观察再結晶織构的形成过程，利用丙 90 在 650°C 进行不同时間的退火及由 650°C 至 850°C 間的不同温度的退火。圖 13 表示样品的处理情况。

将丙 90 加热至 650°C 立即取出空气冷却，拍照 X 射綫衍射相后，証明此时在样品中有加工織构(連續的德拜弧)及再結晶織构(密集的小衍射点)并存。把加工織构及再結晶織构合并繪成一张極圖如圖 14。由圖 14 可以看出，当把丙 90 加热至 650°C 时，加工織构 (001)[110] 仍頑强的存在着，(112)[$\bar{1}$10] 已减弱，(111)[$\bar{1}\bar{1}$2] 加工織构已消失。有趣的是在 (111)[$\bar{1}\bar{1}$2] 繞 ⟨110⟩ 軸轉动的軌迹上存在着一种模糊不清的加工状态的取向。在此种情况下退火織构为：(i) (111)[$\bar{1}\bar{1}$2] 及 (001)[110]$_{20°}$, (ii) (110)[001]。

丙 90 在 650°C 保温 $\frac{1}{2}$ 小时后，加工織构完全消失，如圖 15。此时的退火織构为：(i) (001)[110]$_{20°}$, (ii) (111) [$\bar{1}\bar{1}$2]及 (110)[001]。在 650°C 保温 $1\frac{1}{2}$ 小时后 (圖 16)，退火織构逐漸集中。

丙 90-750°-0 及丙 90-850°-1 的退火極圖如圖 17, 18 所示。

比較圖 12 及 18 可知，丙 90, 丙 70 同样的在 850°C 退火 1 小时后，所产生的 (001)[110] 类型的再結晶織构是不同的，在丙 90-850°-1 中得到了 (001) [110]$_{20°}$，而在丙

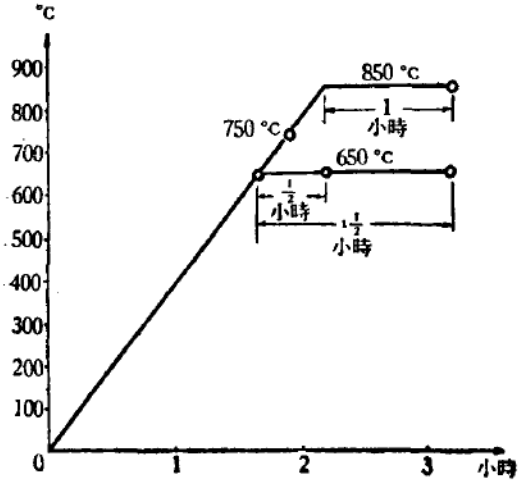


圖 13　研究丙 90 退火織构形成过程时，所使用的样品处理情况示意圖
圖中的小圓圈（○）代表样品的处理过程的終了位置

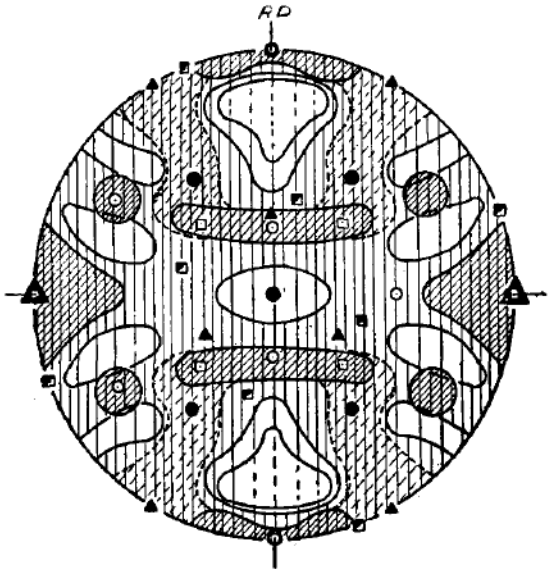


圖 14　丙 90-650°-0 退火極圖
說明：圖中鉛垂剖面綫所包括的范围代表再結晶織构分布的情形；傾斜 45° 的剖面綫所包括的范围代表加工織构分布的情形
加工織构：⊡——(001)[110]
⊙——(112)[1$\bar{1}$0]
再結晶織构：▨——(001)[110]$_{20°}$
▲——(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]
▨——(110)[001]

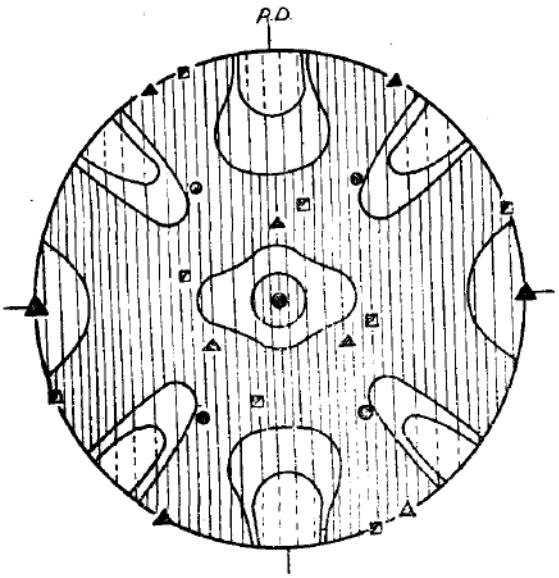


圖 15　丙 90-650°-$\frac{1}{2}$退火極圖
(110)圖

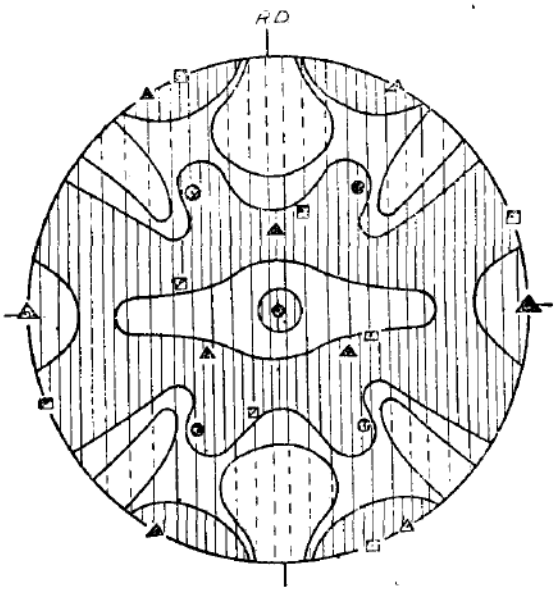


圖 16　丙 90-650°-1 $\frac{1}{2}$退火極圖
(110)圖

再結晶織构：▨——(001)[110]$_{20°}$　▲——(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]
▨——(110)[001]

70–850°–1 中得到的是 $(001)[110]_{30°}$。

将丙类材料按乙类材料的处理工序加以处理后，观察其退火織构的形成过程。

将丙类材料經 900°C 10 小时預先退火，冷軋 30%，中間退火 (880°C, 24 小时) 再冷軋 60%后，其加工織构的情况如圖 19。特点是加工織构 $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ 的比重增加与(001)

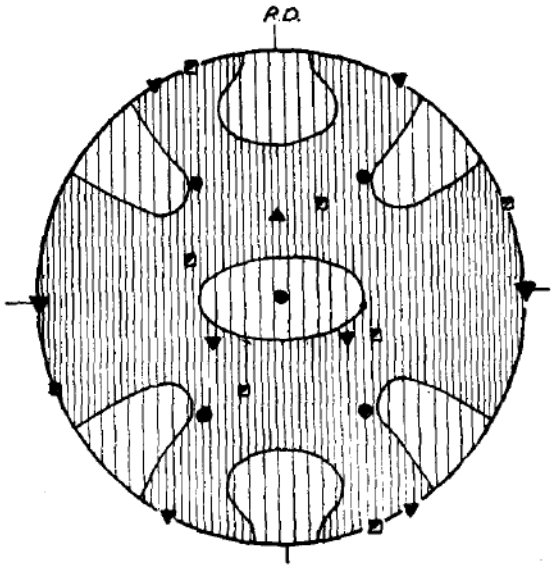


圖 17 丙 90–750°–0 退火極圖
(110)圖

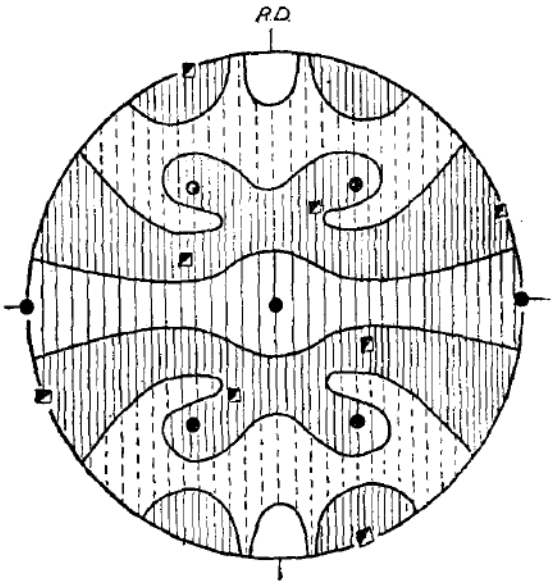


圖 18 丙 90–850°–1 退火極圖
(110)圖

再結晶織构：▨——$(001)[110]_{20°}$ ▲——$(111)[\bar{1}12]$
▨——$(110)[001]$ R. D. 代表軋向

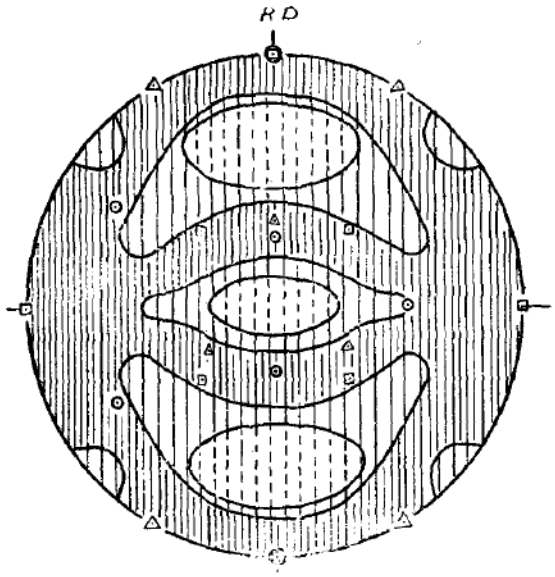


圖 19 丙特加工極圖
(110)圖

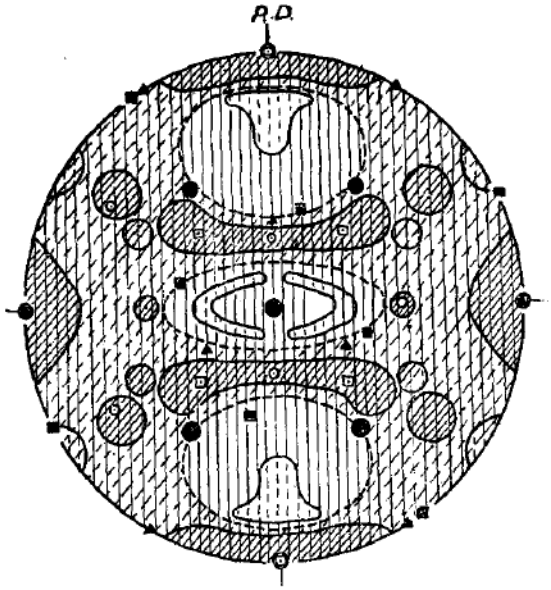


圖 20 丙特–650°–0 退火極圖
(110)圖

說明：圖中鉛垂剖面綫所包括的范围代表再結晶織构分布的情形；傾斜 45° 的剖面綫所包括的范围代表加工織构分布的情形

加工織构：□ $(001)[110]$
△ $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$
⊙ $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$

再結晶織构：▨ $(001)[110]_{30°}$
▲ $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$
▨ $(110)[001]$

[110]織构并居首位，(112)[$1\bar{1}0$]居于第二位。

将丙特加热至650°C立即取出空冷后，测定極圖如圖20。加工織构(001)[110]及(112)[$1\bar{1}0$]很明显的存在着，此外尚有很多其他位向的微弱加工織构存在。已再結晶的晶粒的位向分布是相当散乱的，但由圖20可以看出，退火織构(110)[001]，(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]及(001)[110]$_{30°}$都已产生。在650°C保温$\frac{1}{2}$小时后，如圖21，加工織构(112)[$1\bar{1}0$]已消失，只剩下加工織构(001)[110]仍存在着。此时，三种类型再結晶織构已相当明显。在650°C保温$1\frac{1}{2}$小时后(圖22)，加工織构完全消失，再結晶織构(001)[110]$_{30°}$及(110)[001]的强度是相等的。

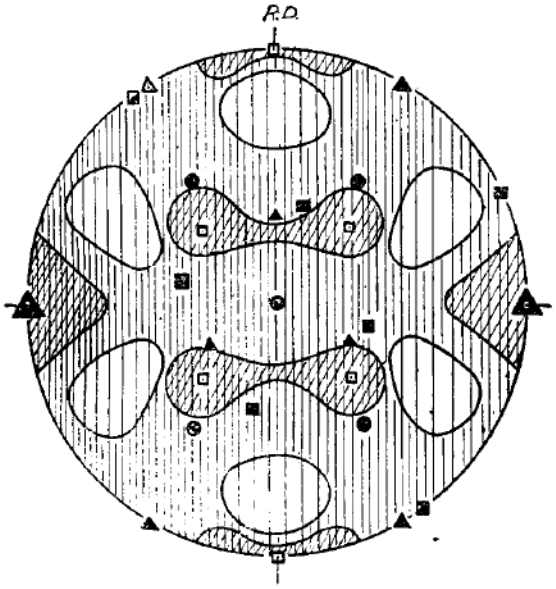


圖21　丙特-650°-$\frac{1}{2}$退火極圖
(110)圖
加工織构：⊡——(001)[110]

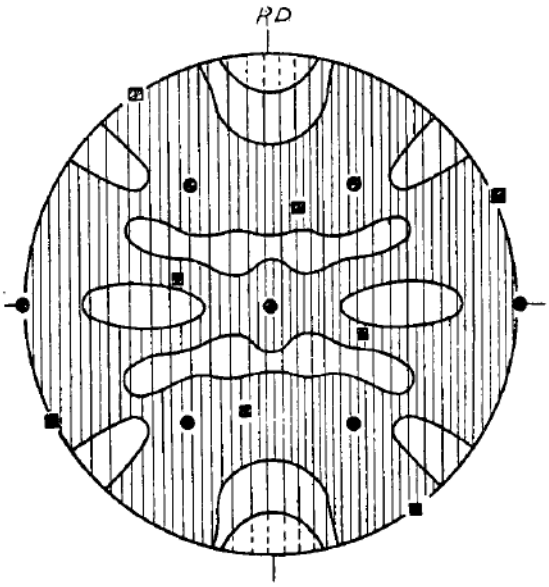


圖22　丙特-650°-$1\frac{1}{2}$退火極圖
(110)圖
再結晶織构：▨——(001)[110]$_{30°}$
▲——(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]
▨——(110)[001]

比較圖9及19可知，丙90的加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]要比丙"特"的弱，再比較圖16及22可知，丙90-650°-$1\frac{1}{2}$的再結晶織构(110)[001]也比丙特-650°-$1\frac{1}{2}$的弱。这种現象暗示着加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]与再結晶織构(110)[001]有着一定的內在連系。

三、討　　論

1. 加工織构

比較各加工極圖(圖1,4,8,9,19)可知，無論样品的含矽量是4.15%，2.9%或3.25%，無論在最后冷軋前是否經过中間退火，只要最后冷軋的冷軋度大于60%时，加工織构都是：(001)[110]，(112)[$1\bar{1}0$]及(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]。另外，我們用甲类材料，未經預先退火，由热軋状态进行冷軋，冷軋度为70%及90%，它們的加工織构也是上述的三种类型；用丙类材料，經900°C 2小时的預先退火，冷軋70%后，有一样品繼之在700°C中間退火2小时，另一样品在900°C中間退火2小时，然后都施以最后冷軋，冷軋度为70%，它們的加工織构仍为上述的三种类型，即(001)[110]，(112)[$1\bar{1}0$]及(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]。这个結果是与Kyp-

дюмов 及 Sachs[1] 在多晶体中及 Dunn[2] 等在单晶体中所得到的結果是一致的。由于本工作使用了三种化学成分的样品，加工程序的变化較多，所以由本文的結果更加証实了前人工作結果的正确性。

虽然上述各种样品的加工織构都是 (001)[110], (112)[$1\bar{1}0$] 及 (111)[$\bar{1}\bar{1}2$] 三种类型，但因各个样品最后冷軋前的处理历史不同，所以在各样品中，三种类型加工織构的相对强度是各不相同的(比較圖 1 及 19)。

比較圖 8 及圖 9 可知，丙 90 的各种类型加工織构的偏离度要比丙 70 的小，这一点是与 Курдюмов 及 Sachs[1] 的結論相同的。

Barrett, Ansel 及 Mehl 的实驗結果[9]指出，在鉄矽合金中，以含矽量 4% 为分界綫。在此成分以下，滑移在 {110}, {112}, {123} 面上进行；在此成分以上，滑移則仅在{110}面上进行。我們認为，滑移面是否随含矽量的多少而有如此显著的差别，尚值得作进一步的研究。但从三类样品的加工織构基本相同看来，至少說明考虑織构形成的重要因素为滑移方向及相应的对称关系，这一点和 Hibbard 及顏鳴皋[10]的工作是符合的。

2. 再結晶織构(001)[110]$_{0°-30°}$ 的来源

就几何关系說来，認为某一再結晶織构与某一加工織构有关（如圖 23, 24 所示）是容易的，也是文献中經常提到的。但在物理基础上肯定某一关系，問題頗多，有些問題至今尚有爭論。現就本文实驗結果先討論(001)[110]$_{0°-30°}$ 的来源。

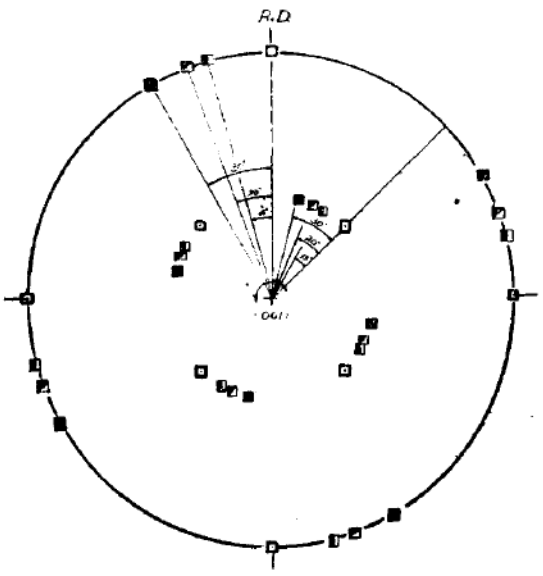


圖 23 加工織构(001)[110]与(001)[110]类型的再結晶織构間的几何关系. (110)圖

□——加工織构(001)[110]
▦——再結晶織构(001)[110]$_{15°}$
▨——再結晶織构(001)[110]$_{20°}$
▨——再結晶織构(001)[110]$_{30°}$

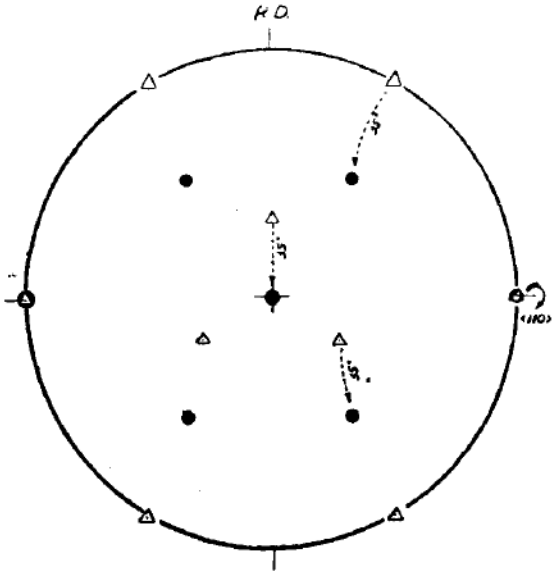


圖 24 加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$] 与再結晶織构 (110)[001]間的几何关系. (110)圖

△——加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]
▨——再結晶織构(110)[001]

Weiner 及 Corcoran[6]的工作曾說明再結晶織构 (001) [110]$_{0°-5°}$ 是通过低角再結晶的机构形成的。由我們的結果来看(圖 10)，刚刚完成再結晶时，加工織构 (001) [110] 的位向仍然保存了下来，在繼續退火的过程中(圖 12)，(001)[110]的位向才消失，而完全成

为(001)[110]$_{30°}$。由圖 14, 15, 16 及圖 20, 21, 22 更能明确的看到，在开始發生初次再結晶时，加工織构(001)[110]并未完全消失，而是与再結晶織构同时存在，在繼續退火的过程中，加工織构(001)[110]才逐漸消失，再結晶織构才逐漸加强及集中。根据这些事实，我們認为(001)[110]类型的初次再結晶織构是由加工織构 (001) [110] 發生同位再結晶后，再繞〈001〉軸旋轉一定角度而来。

为什么同位再結晶后，織构会繞〈001〉軸發生轉动呢？为了便于討論起見，将圖 9, 14, 15, 16 的一部分綜合成为圖 25，而将圖 19, 20, 21, 22 的一部分綜合成为圖 26。由圖 25可

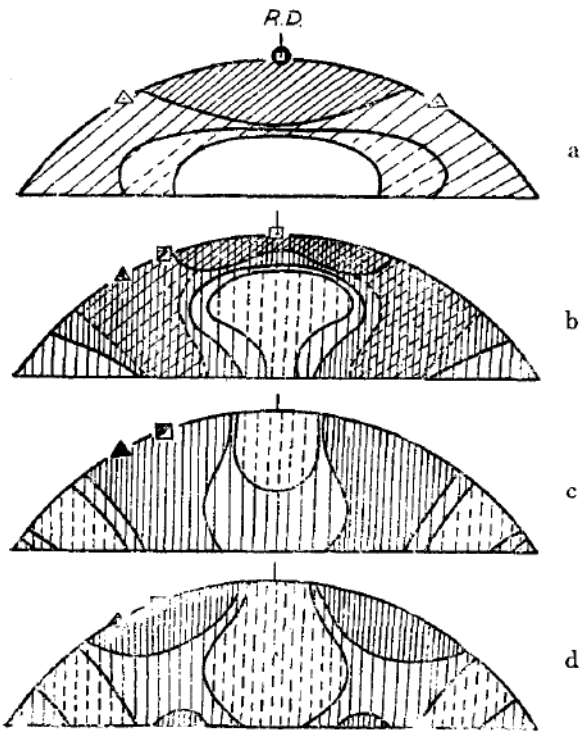


圖 25　退火时在丙 90 中(001)[110]$_{20°}$ 織构的形成过程

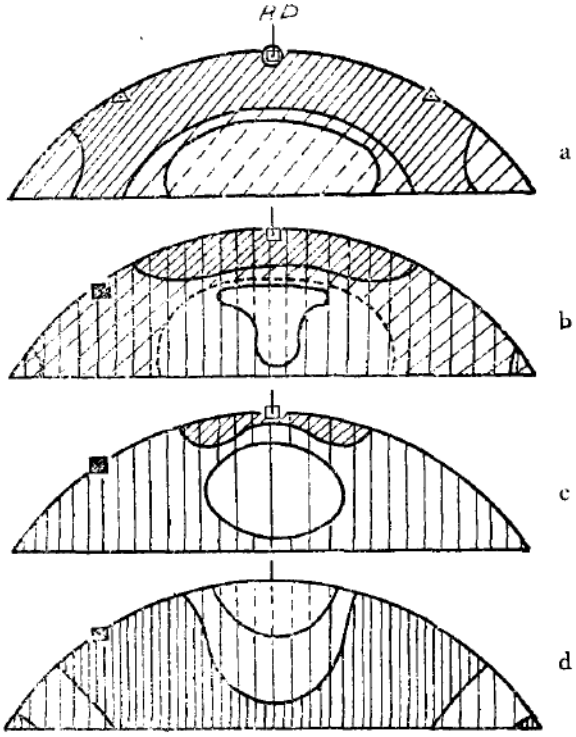


圖 26　退火时在丙特中(001)[110]$_{30°}$ 織构的形成过程

a. 加工状态，　b. 650°-0 阶段，　c. 650°-$\frac{1}{2}$ 阶段，　d. 650°-1$\frac{1}{2}$ 阶段

以看出，当退火温度刚刚达到 650°C 时，虽然在極圖上仍保留着大量的加工織构，但加工織构(001)[110]的偏离度已經减小，再結晶織构 (001) [110]$_{20°}$ 已經开始形成。在 650°C 保温半小时后，加工織构(001)[110]完全消失；保温 1$\frac{1}{2}$ 小时后，再結晶織构(001)[110]$_{20°}$ 已相当集中。由圖 26 則更能較清晰的看出，加工織构(001)[110]在开始發生同位再結晶后，其偏离度則逐漸减小，而初次再結晶織构(001)[110]$_{30°}$ 則随保温时間的增长而逐漸变强及集中。

在退火过程中加工織构(001)[110] 的偏离度逐漸减小的現象，意味着那些位向远离理想極点的晶粒易于再結晶，它們在再結晶之后，就去掉了应变能，达到稳定状态或較稳定的状态。那些位向近于理想極点的晶粒，仍处于不稳定的应力状态。此时，在样品中除晶粒間有相对的位向差别外，还存在着显著的应变能量的差别，所以那些先再結晶的晶粒，可以用应变能的差异作为晶粒长大动力源的一部分，吞并其他仍处于应力状态的晶粒而形成再結晶織构。因而，表現在加工織构与再結晶織构的位向关系上，就观察到有

(001)[110]繞〈001〉軸轉动的現象，用示意圖表明，則如圖 27。



圖 27 退火过程中(001)[110]类型的再結晶織构形成程序示意圖

a. 加工織构。b. 在加工織构偏离度的頂端(即位向远离理想極点的晶粒)首先發生同位再結晶。c. 位向近于理想極点的晶粒逐漸开始同位再結晶；先再結晶的晶粒根据位向差及应变能量差的关系，吞并位向近于理想極点的晶粒，形成再結晶織构。d. 再結晶織构逐漸集中

为什么在同一(001)[110]加工織构类型的晶粒有不同的再結晶本領呢？我們認为原因是，在多晶体形变时，有些晶粒的原始位向宜于形变，故优先地轉到近于理想極点的位向；而那些具有不宜于形变的原始位向的晶粒，只有在很大的形变程度下，才被迫趋向于理想極点，形变以后，还是比較地远离于理想極点，所以这种类型的晶粒所儲蓄的形变能較大、再結晶較早。这是和 Beck[11] 及 Cahn[12] 的"再結晶核的形成是由高形变能的部位，通过多边形化而变成稳定的、有能力长大的再結晶的核心"的理論符合的。

現在存在着另外一种情况（如圖 10），丙 70 經在 650°C 退火 $1\frac{1}{2}$ 小时后，虽已完全再結晶，再結晶織构 (001) $[110]_{15°}$ 叶已形成，但 (001) [110] 織构并未消失。在 850°C 退火 1 小时后（圖 12），(001)[110] 織构才完全消失，并且再結晶織构由 (001) $[110]_{15°}$ 变为 (001)$[110]_{30°}$，也就是当退火温度升高后，(001)$[110]_{15°}$ 繼續繞〈001〉軸轉动 15° 而形成 (001)$[110]_{30°}$。

造成这种現象的原因，可能与晶粒长大的机构有关，特别是含有亚晶界的晶粒长大。Dunn 等[13]的工作指出亚晶界可以长大，并証明在两个相邻晶粒 A 与 B 中，如 A 含有亚晶粒而 B 为一完整晶粒时，在繼續退火过程中，則 B 将吞并 A。Dunn[14]等的工作也証明晶粒間的位向差为 30° 左右时，晶界移动能最大。由于在丙 70 中，加工織构的偏离度稍大于 30°（但为量不多），所以在 650°C 退火后，虽然 (001) $[110]_{0°-15°}$ 織构集中存在，但仍有少量的、最先同位再結晶的 (001)$[110]_{30°}$ 織构存在。在温度升高至 850°C 后，这一織构的晶粒由于长大时間較久，可能所含亚晶界減少，因而吞并了 (001)[110] 附近的晶粒，表現为再結晶織构随升温而繞〈001〉軸繼續轉动的現象。

既然認为(001)[110]类型的再結晶織构是由加工織构(001)[110]發生同位再結晶后再繞〈001〉軸旋轉形成，那末(001)[110]类型的再結晶織构繞〈001〉軸所轉角度的大小，一定与加工織构(001)[110]的偏离度有关，即加工織构(001)[110]的偏离度越小时，則在同一条件退火后，(001)[110]繞〈001〉軸轉的角度也越小。事实如何呢？由丙 70–850°–1 及丙 90–850°–1（圖 12 及 18）的退火極圖可以看出，丙 70–850°–1 的退火織构是 (001) $[110]_{30°}$，而丙 90–850°–1 的退火織构是(001)$[110]_{20°}$，即繞〈001〉軸的旋轉角度差为 10°。这一結果也是与上述的推論相符的。

3. 退火时矽鋼多晶体中加工織构消失的程序

由 Dunn 及郭本坚[2,5]的单晶体工作中可以看出，把各种原始位向的单晶体冷軋后，凡是得到加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$](或主要組成部分是(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]) 的样品，退火时在很短的时間內(980°C时 25 秒至 1 分鐘)就可以完全再結晶，并生成細小晶粒。冷軋后形成(001)[110]加工織构的晶体，則很难再結晶，在高温长时間退火后，才能得到部分的再結晶。再結晶后的晶粒是粗大的，不但在沒有晶界的影响下是如此，在双晶体中也有同样的現象[15]。由他們的数据也可看出，加工織构(112)[$1\bar{1}0$]也是較难再結晶的。(在 980°C 退火 10 分鐘，只有 50%再結晶，并且是粗大的晶粒。)根据他們的数据，三种类型的加工織构在退火过程中的再結晶本領可以如下排列：(i) (111)[$\bar{1}\bar{1}2$]——再結晶本領最大，(ii) (112)[$1\bar{1}0$]，(iii) (001)[110]——再結晶本領最小，也即在退火过程中最后消失。

在多晶体中是否也有这种現象呢？

由丙"特"的退火織构形成过程可以看出 (圖 20, 21, 22)，当温度刚刚达到 650°C 时，加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]就已發生同位再結晶，并产生出再結晶織构(110)[001]，而加工織构(112)[$1\bar{1}0$]及 (001) [110] 都仍存在着。在 650°C 保温$\frac{1}{2}$小时后，(112)[$1\bar{1}0$]消失，直到在 650°C 保温 $1\frac{1}{2}$ 小时后，加工織构 (001)[110] 才消失。这种順序是与单晶体中的情形相同的。

为什么不同类型的加工織构的再結晶本領会有这样的差异呢？我們認为也是各类型的加工織构間形变程度不均匀所引起。具体說来，加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]比 (001) [110]更不稳定，所儲存的形变能較高，所以在退火过程中領先再結晶，并且由于可能生核的部位較多，因而再結晶晶粒也較小。

胡郁[16]在討論郭本坚及 Dunn[5] 的工作时，根据最近的工作結果提出："弱的加工織构完成再結晶較早，这种先再結晶的晶粒即可吞并已多边形化的强加工織构。"

由我們的实驗結果来看，哪一类型的加工織构先再結晶并不决定于它的强弱（即数量上的差别），而是决定于这种加工織构的类型（即本質的差别）。由圖 19 可以看出，丙"特"的加工織构(001)[110]及(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]同是最强的，(112)[$1\bar{1}0$]是弱的，但在再結晶的过程中，并不是(112)[$1\bar{1}0$]首先再結晶，反而是最强的加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]首先再結晶，而另一最强的加工織构(001)[110]却是最后消失。再由圖 9 来看，加工織构 (111)[$\bar{1}\bar{1}2$]居于第二位，可是在退火的过程中，仍然是加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]最早开始再結晶。由此可見，加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]無論在数量上是多是少，它永远是首先再結晶的[1]。

Dunn 及郭本坚[5]曾根据具有加工織构 (111)[$\bar{1}\bar{1}2$]+(001)[110]的晶体，在退火后形成强的(110)[001]再結晶織构，而不形成(113)[$\bar{3}32$]的事实，来反駁定向生长理論。根据本文的結果，可以認为，Dunn 及郭本坚的样品，虽有加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$] + (001) [110]，但因加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]是最易于再結晶的，由它形成再結晶織构(110)[001]后，就可吞并仍在应力状态的或是多边形化状态的(001) [110]加工織构，因而加工織构(001)[110]事实上并未起作用，所以利用这一事实来反駁定向生长理論，理由是不够充分的。

根据第二、第三两段的討論，我們提出下述意見：

---

1) 据胡郁最近与本文作者之一的通訊，他申明 Dunn 誤引了他的討論，并指出同意本文的說法。

在以前的工作中，討論再結晶織构的形成时，对晶粒間位向差的作用給予了相当大的注意，但对晶体內的形变程度不均匀性（即各个部位所儲蓄的形变能不均衡的現象）对再結晶織构形成的影响，考虑的較少．由本文的結果来看，在具有織构的多晶体內，形变不均匀性可以分为三种类型：(i)晶粒內部的形变程度不均匀性．例如，晶粒边界与晶粒中心部位之間的不均匀性．(ii) 屬于同一加工織构的各个晶粒間的形变程度不均匀性．例如，位向远离于理想極点的晶粒与位向近于理想極点的晶粒之間．(iii) 各种类型的加工織构間的形变程度不均匀性．例如，加工織构(001)[110]与(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]之間．

这三种类型的形变不均匀性对再結晶織构的形成都有着很大的影响．第一种类型的形变不均匀性是与再結晶核的生成有关的．第二种形变程度不均匀性，可以認为是加工織构發生同位再結晶后产生轉动的原因．第三种形变程度不均匀性，决定了各类型加工織构的再結晶本領的相对大小．所以在討論初次再結晶織构的形成时，除前人已指出的晶粒間位向差外，对各种类型的形变程度不均匀性，也必須給以足够的重視，才能得到比較全面的解释．

4. 初次再結晶及二次再結晶后(110)[001]織构的来源

Dunn 及郭本堅[5]的单晶体工作証明：凡有加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]的样品，在退火后都形成了初次再結晶織构(110) [001] (A-1, B-1 两塊样品例外)．由我們的工作（圖 9, 19, 16, 22)可以看出，因丙"特"的加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]較丙90的多，所以在 650°C 退火1$\frac{1}{2}$小时后，丙特-650°-1$\frac{1}{2}$ 的初次再結晶織构(110) [001]的数量也較丙 90-650°-1$\frac{1}{2}$ 的多．这些結果都說明，加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]与初次再結晶織构(110) [001]之間是有着內在的連系的(其几何关系参看圖 24)．

比較圖 14 及 20 可以看出，因为丙"特"的加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]最强，所以在退火温度刚达到 650°C 时，就出現了最强的(110)[001]織构．丙 90 中的加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]为第二位，所以丙 90-650°-0 虽然与丙特-650°-0 一样的存在着大量的加工織构，但再結晶織构 (110) [001] 的数量也是占第二位．由这个比較可知，加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]强时，在再結晶的开始阶段，再結晶織构(110)[001]也强；加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]弱时，在再結晶的开始阶段，再結晶織构(110)[001]也弱．我們考虑，如認为初次再結晶織构(110)[001]的再結晶核是包含在加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]中，并且(111) [$\bar{1}\bar{1}2$]中的再結晶核的位向絕大部分是(110)[001]时，則在再結晶的开始阶段，(111)[$\bar{1}\bar{1}2$]与(110)[001] 之間的、数量上的对应关系是可以了解的．因此我們覚得，用定向生核的理論来解释再結晶織构(110)[001]的形成是較为适当的．

由圖 11, 12 来看，丙 70 在 650°C 退火 10 小时或升高退火温度后，再結晶織构 (110) [001]都相对地減弱．这种現象一直延續到發生二次再結晶的前夕．現在讓我們簡单地討論一下二次再結晶．

Dunn[3]認为取向矽鋼片中的(110)[001]織构是由二次再結晶發展出来的．

Dunn[4,7]認为，如在已完全初次再結晶的金屬中有一个强的織构，同时也存在着另一弱的織构，这一弱織构的取向与强織构的不同．当該弱織构的百分比在一定的临界值之下，同时在弱織构中有一些較大的晶粒，它們的直径比平均直径大二至三倍时，則該弱織构就会發展成为二次再結晶織构．

圖 6 表示乙类样品在發生二次再結晶之前，初次再結晶織构 (110)[001]是居于最弱地位的，而在發生二次再結晶之后，(110)[001]發展成为良好的二次再結晶織构，偏离度为 15°(圖 7)。所以我們的工作結果支持了 Dunn 所提出的上述的两个論点。

这种通过二次再結晶而获得的(110) [001]織构，就是一般取向矽鋼片中所要求的择尤取向。

在本所潘孝碩及王煥元的工作[17]中，証明了含矽量为 4.15% 的矽鋼片的磁性性能，随退火温度的升高而逐漸变好。由圖 2,3 可知，他們的样品并未發生二次再結晶，故可認为那种改善完全是通过晶粒的正常长大而获得的。

四、总　　結

(1) 含矽量为 4.15%，3.35%，2.9% 的国产矽鋼片的冷軋度大于 60% 时，加工織构的类型是：(001)[110]，(112)[1$\bar{1}$0]及(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]。其相对强度随最后冷軋及以前的处理历史不同而有所改变。

(2) 初次再結晶織构为：(001)[110]$_{0°-30°}$，(111)[$\bar{1}\bar{1}$2] 及 (110) [001]。在含矽量为 2.9% 的样品中，获得了發展良好的(110) [001]二次再結晶織构，这种織构就是一般取向矽鋼片所要求的择尤取向。

(3) 根据退火織构形成过程的結果，从机构上說明了：再結晶織构 (001) [110]$_{0°-30°}$ 的形成是由加工織构(001) [110]發生同位再結晶后，再繞〈001〉軸旋轉 0°—30° 而成。繞〈001〉軸發生轉动的現象是因屬于 (001) [110]加工織构的各个晶粒間的形变程度不均匀性所致。轉角的大小与加工織构(001) [110]的偏离度、退火温度及退火时間等因素有关。

(4) 在矽鋼多晶体中，因各种类型的加工織构間有形变不均匀性存在，所以它們的再結晶本領也各不相同。在退火过程中，加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]最先开始再結晶，(001)[110]最后消失。这种順序与单晶体中的情况完全相同，并且某一加工織构（例如(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]）的再結晶本領不决定于它的数量的多寡，而是由其类型所决定。

(5) 进一步用多晶体的实驗数据証明，重要的退火織构(110)[001]分支，与加工織构(111)[$\bar{1}\bar{1}$2]有密切的关系。

作者对顏鳴皐和周邦新同志的討論和帮助，鋼鉄研究所供給所需材料，一并志謝。

附注：最近 Assmus, Boll, Ganz 和 Pfeifer (Z. Metallkunde, 48(6), 1957, 341, 344) 报导了他們能够制成具有立方織构的矽鋼片，是值得注意的。这种含 Si 3%、厚为0.04毫米、最后具有(100)[001]織构的矽鋼片，無論在压延方向和垂直方向的磁性都与 Goss 取向矽鋼片的易磁化方向的磁性近似，所以将能在电机工業方面开辟新的用途。至于产生立方織构的具体方法和其形成机构是不清楚的，可以参閱的是三个月前 J. L. Walter 和 W. R. Hibbard, Jr. (J. Metals, Oct. 1957, Fall Meeting Report, p. 44) 曾發表一篇用鉄矽合金单晶体研究織构的論文摘要，指出所得关于 (100) [001]織构形成的机构与本文作者之一在鉬单晶体中所發現的結果相符(N. K. Chen and R. Maddin, J. Met., Feb., 1953, 300)。

参 考 文 献

[1] Г. Курдюмов & G. Sachs, Z. Physik, 1930, **62**, 592.
[2] P. K. Koh (郭本坚) & C. G. Dunn, J. of Met., 1955, Feb., 401.
[3] C. G. Dunn, Cold Working of Metals, American Society for Metals, 1949, p. 113.
[4] C. G. Dunn, Acta Met., 1954, **2**, 173.
[5] C. G. Dunn and P. K. Koh (郭本坚), J. of Met., 1956, Aug., 1017.
[6] G. Wiener and R. Corcoran, J. of Met., 1956, Aug., 901.
[7] C. G. Dunn, Acta Met., 1953, **1**, 163.
[8] C. G. Dunn and P. K. Koh (郭本坚), J. of Met., 1957, Feb., 81.
[9] C. S. Barrett, G. Ansel and R. F. Mehl, Trans. ASM, 1937, **25**, 702.
[10] W. R. Hibbard, Jr. and M. K. Yen (顏鳴皋), Trans. AIME (1948), **175**, 126.
[11] P. A. Beck, J. of App. Phy., 1949, **20**, 633.
[12] R. W. Cahn, Proc. Phy. Soc., 1950, **A63**, 323.
[13] C. G. Dunn and F. W. Daniels, J. of Met., 1951, **3**, 147.
[14] C. G. Dunn and F. Lionette, Trans. AIME, 1949, p. 125.
[15] C. G. Dunn, J. of Met., 1954, **6**, 549.
[16] Hsun Hu (胡郇), J. of Met., 1957, April, 526.
[17] 潘孝頊, 王煥元, 晶粒取向矽鋼片的試制(尚未發表).

ROLLING TEXTURES AND RECRYSTALLIZATION TEXTURES IN IRON SILICON ALLOYS

CHEN NENG-KUAN
(Institute of Applied Physics, Academia Sinica)
LIU CHANG-LU
(Harbin Military Engineering College)

ABSTRACT

Rolling textures and recrystallization textures have been studied in iron silicon alloys containing silicon 4.15%, 2.9% and 3.35% respectively. X-ray pole figures have shown that rolling textures can be described as (001) [110], (112)[$1\bar{1}0$] and (111) [$\bar{1}\bar{1}2$] in all alloys after cold reductions greater than 60%. Upon annealing, recrystallization textures are as follows: (001)[110] with a rotation of 0°–30° about [001] axis, (111)[$\bar{1}\bar{1}2$] and (110)[001].

The mechanism of formation of recrystallization textures has been investigated by successive stages of annealing. The following conclusions have been obtained:

1) The (100) [110] texture having a rotation of 0°–30° about [001] axis was developed through the process of "recrystallization–in–situ".

2) Since the intensity of (110) [001] annealing texture seemed to vary in correspondence with the intensity of (111) [$\bar{1}\bar{1}2$] rolling texture, the mechanism of (110) [001] formation could be considered preferably from the point of view of "oriented nucleation" hypothesis.

3) There existed a definite sequence of disappearance of the various rolling texture components, the (111) [$\bar{1}\bar{1}2$] texture disappeared first and the (001) [110] last. This observation is in agreement with what has been found in single crystals of iron silicon. However, it is shown that this capability of recrystallization does not depend on the relative amount of the given rolling texture present, rather it depends on the type of the given texture itself.