29. ウランの板圧延と圧延板の二、三の性質

ウラン燃料要素に関する研究, (2)

武谷清昭*, 佐々木吉方*, 栗原正義*

Rolling of Uranium Sheet and Its Properties

Studies on uranium fuel element, (2)

By K. TAKETANI, Y. SASAKI and M. KURIHARA

The preliminary study on rolling of uranium metal and some properties of the rolled uranium specimens are reported in this paper. The bomb reduced uranium, melted in vacuum high frequency furnace, are rolled at room temperature, 300° and 600° C. Microstructures and hardnesses of these rolled uranium specimens are shown. The thermal expansion coefficients of two specimens, cut from rolled uranium perpendicular and parallel to the rolling direction respectively, are measured by dilatometer, comparing the two coefficients of them, and then it is found that the rolled uranium at 600°C has the minimum anisotropic expansion coefficient and the one rolled at room temperature has the maximum. The X-ray diffraction patterns on the rolling plane are taken on the sample heat-treated successively for 5 min at every 20°C interval from 670° to 760°C, and from that patterns, the specimen in which (020) is not observed but (002) is predominant, changes its crystal orientation structure, increasing (020) and decreasing (002). The higher is the temperature of treatment, the more at random and grain-growthed is obtained after the heat treatment.

緒 論

筆者らは原子炉用燃料としてのウランの諸性質についてこれまで発表してきたが⁽¹⁾⁽²⁾, さらに圧延したウラン板についてその加工性, 顕微鏡組織および熱膨脹異方性, β -処理効果のX-線回折について実験し検討した結果を報告する。その目的は国産1号炉の燃料要素を国産することを目標とした場合に, ウランが結晶学的異方性をもつために等方性の金属に比較して従来とは異なる性質を示し, さらにわが国ではまだ実験されていないウランの加工についてきわめて基本的な実験を行なって, さらに実用的国産1号炉燃料要素の加工, これに関しては既に一部報告したが⁽³⁾, このウランの圧延加工についての基礎的知識を得るのが目的である。すなわちこのウランの加工および加工したウランの諸性質を総括的にかつ簡単に調べた実験結果であって, これを出発点として川崎ら⁽³⁾の丸棒圧延加工法の実用的研究および今後発表予定の金属燃料要素の性能上主要点となる β -処理に関する物理冶金的研究に進展したのである。

I. 試料および実験方法

この実験に使用したウランはフランス製のカルシウム還元によるものである。この地金の化学分析値はTable 1に示してある。(この分析値はフランス・サークレ原子力研究所において行なわれた結果である。)

Table 1 Chemical analysis of U produced by bomb-reduction

(ppm)						
B	Cr	Cu	Fe	Mn	Ni	Si
0.1	5	<20	46	4	13	80

この鋳塊をグラインディングカッターによって切断し, Sintered Al_2O_3 のルツボを用いて出力 5 kW, 周波数430 kc の高周波真空溶解炉によって, 真空は常にほぼ 10^{-4} mmHg 程度を維持しながら溶解した。この装置および一般的なウランの溶解法については既に報告⁽⁴⁾されている。これを内径 25 mmφ で常温の黒鉛鋳

* 日本原子力研究所 (Japan Atomic Energy Res. Inst.)

型に 1,300°C から鑄造して圧延用スラブを作った。この鑄造したウランの化学分析値は Table 2 に示してある。(この分析は古河電工中央研究所の好意によるものである。)

Table 2 Chemical analysis of vacuum casted uranium

A: 600°C rolled specimen
B: 300°C rolled specimen
C: Room temperature rolled specimen
(ppm)

Elements Specimen	Al	Mn	Fe	V	Cu	Ni	Mg	C
A	44	<5	48	1	9.3	32	39	100
B	38	<5	48	1	9.8	31	44	60
C	98	<5	48	1	9.4	30	25	150

このスラブを圧延する場合、圧延によって発達する集合組織を考慮して典型的なウランの圧延温度である常温、300°, 600°C の3種類を選んだ。600°C 圧延は再結晶温度範囲にあり、300°C と常温の圧延は再結晶温度以下である。この場合の温度保持の方法は前報⁽²⁾と同じで、ソルトバスおよびシリコン油浴を使用した。ここで使用したロールは大谷重工製 30HP, 20", プラールである。

このロールによって、最初 11 mm 厚さまで 600°C 熱間粗圧延を行ない、ここで 720°C, 10 分保持後水中焼入し、550°C, 2 時間焼ナマシした後、前記の3種の仕上げ圧延を行なった。各圧延について、0, 5, 10, 20, 30, 50, 70, 90% の面積圧下率の試料を採取した。

これらの試料について圧延面の顕微鏡組織を Baush and Lomb. Co. 製の BALPHOTO 偏光顕微鏡によって観察し、偏光写真を撮影した。さらにこれらの試料の Vickers 硬サ (荷重 5 kg) を測定し、加工硬化曲線を求めた。

試料の顕微鏡組織を現出する場合、正磷酸：エチレングレコール：エチルアルコール容積比 5 : 5 : 5 ~ 8 の混合液を用いて電解研磨—腐食した。まず試料は直径 25 mm, 厚さ 17 mm ペークライトの中に Buehler 製の Mounting Press によって埋め込み、取扱いに際しては直接ウラン試料に触手しないように注意した。試料の研磨には Buehler 製 Polishing Grinder によって流水中で 240, 320, 400, 600 grit の順に研磨し、最後に布研磨で仕上げた。つぎにこれを電解研磨—腐食するときは、Fig. 1 に示すような電解槽を用いた。ペークライト中のウラン試料にはステンレス製ピンセ

ットあるいは白金線を埋め込んだガラス棒を接触させて陽極とした。エッチングは試料表面積の大きさで異なるが、電圧 30 V, 電流密度 250 mA/cm² で時間は 15 分ほどである。このエッチング中に銀白色の試料表面が酸化によって次第に黄金色に変わるが、この酸化状態をそのまま保つためにはエッチング終了後速やかに試料を電解液から取り出し、流水で洗浄しさらにエチルアルコールで洗い、乾燥器の熱風によって乾燥させないと表面に生成した薄い酸化膜が消化する。

Fig. 1 Apparatus of electro-polishing and etching cell for uranium specimen

圧延した板の集合組織の異方性をみるために、各圧延の 50% 加工度試料から圧延方向に平行な試料と直角な試料を 2.5 mmφ × 25 mm 長さの寸法で採取して、Leitz 製熱膨脹計 (HTV 型) によって α-相内での繰返し加熱冷却による熱膨脹曲線を測定した。

さらに上述のように加工したウランに対する β-処理効果を X-線 回折によって調べた。

実験試料は 300°C 圧延板、0, 30, 50, 90% の 4 試片、それぞれの試片の圧延面について para focusing system の Counter diffractometer により Cu-Kα 線を用い、(020), (110), (021) および (111) の各回折線積分強度を測定した*。

次にこれらの各試片を

(1) まず 670°C に 5 分、次に 685, 700, 720, 740, 760°C に各 5 分ずつ successively に β-相焼ナマシ後大気中放冷するとき

(2) 720°C で、10, 75, 300 分恒温焼ナマシするときの同一試片の同一領域の各回折線積分強度の変化を測定した。

II. 実験結果および検討

1. 板圧延の加工性

(1) 600°C 圧延

* 回折条件および測定方法については文献(5)を参照この測定方法と考察は文献(6)より多くの示唆を得た。

ウランを 600°C で圧延することは α -相高温域であるために加工性もよく容易であるが、 β -相に入ると脆くなり加工性が急激に低下するので、温度制御に十分注意して行なう必要がある。600°C 圧延の加熱用バスは当然炭酸塩浴の $K_2CO_3 : CaCO_3 : Li_2CO_3$ 重量比 1 : 1 : 1 を使用するが、この塩がウラン試料の表面に付着したまま圧延される場合があるために巻き込まれて、圧延後も残存するという欠点がある。この点は溝ロールによる丸棒圧延の場合も同じであって、これについては既に報告してある⁽³⁾。熱間粗圧延によって得た試料を 600°C で圧延した場合の加工硬化曲線は Fig. 2 の a 曲線に示した。結晶粒流動は認められず、10% の低加工の試料では前報⁽²⁾に述べたとおり結晶粒の粗大化と双晶の交叉が認められる (Plate 1)。さらに圧延をつづけると結晶は微細化されるが、圧延間のソルトバス中での加熱で再結晶粗大化現象を伴うから、実際に偏光顕微鏡写真上では結晶粒はあまり変化していない。90% 加工度の試料では結晶粒流動が認められるが、これは圧延後放冷したままのためである。

Fig. 2 Work hardening curve of alpha rolled uranium plate

Polarized light $\times 100$

(The rates of reduction in area by rolling is given in the figure)

Plate 1 Microstructures of 600°C rolled uranium plate specimens

(2) 300°Cおよび常温圧延

300°C 圧延では Fig. 2 の b 曲線から明らかなように、600°C 圧延の場合よりも加工硬化の度合が大であり、加工しにくいといえるが、表面肌の仕上げ状態は 3 種の圧延のうちもっとも良好な状態を示している。

これは加熱雰囲気シリコン油浴であるので、塩浴のように付着したまま巻き込まれることがないためである。これらの試料の偏光顕微鏡組織をみると (Plate 2), 僅かな加工度でも双晶の発達がいちじるしく、加工度 30% 程度ですら結晶粒流動が認められ、加工度の

Polarized light $\times 100$

(The rates of reduction in area by rolling is given in the figure)

Plate 2 Microstructures of 300°C rolled uranium plate specimens

増加に伴っていちじるしくなる。加工度が70~90%になると完全に帯状組織になり結晶粒もいちじるしく細くなり、また双晶も細片に分岐する。また同時にこのような状態になってくると、電解研磨—腐食によっても顕微鏡組織の検出がきわめて困難になってくる。

常温圧延ではウランの加工性がいちじるしく悪くなり、実際にも加工がきわめて困難なことになる。それは圧延中に、板の圧延面に表面上の端の方から中央部にわたって加工度が增大するに従って微細な片状クラックが発生してくるからである。この場合のクラックの発生は圧下率を適当にとることによって防ぐことができる。それによって常温で90%加工度まで圧延することも可能である。われわれの経験では加工度20~30%ほどでクラックが発生し、その後圧延とともに徐々にクラックが発達したが、一応圧下率90%圧延板を得た。このように常温圧延によると表面肌の仕上げ状態はきわめて粗面であり、3種の圧延のうちもっとも悪い状態を呈しており、Fig. 2のc曲線からわかるように、もっともいちじるしい加工硬化状態を示している。ウランの機械的性質と塑性の点において150°C~100°C近傍に遷移点が存在して衝撃値を急激に低下する温度がある。この温度以下では伸びが減少し、脆化してくる⁽⁷⁾。この点からも常温圧延が困難なことは説明さ

れる。常温圧延の偏光顕微鏡組織は Plate 3 にみられるように、この場合には加工度10%程度から既に結晶粒流動が認められ、30%ほどで帯状組織を示す。組織の変化は300°C圧延と同様な経過である。

2. 圧延板の異方性と β -熱処理効果

上述のように得た圧延板の集合組織の極点図を求め、圧延板の異方性と異方性の発達過程とを考察しようとした。しかし極点図を求めるには種々の点から困難であったので、それに代わるものとして熱膨張の測定から異方性を考察し、 β -処理による集合組織の破壊を板圧延面のX-線回折から推論した。

(1) 圧延板の熱膨張異方性

圧延したウラン板では集合組織が発達し、異方性をいちじるしくすることは極点図よりわかるが、この異方性の度合を熱膨張測定から表わした。

Fig. 3の(a), (b), (c)は各圧延板50%試片で、圧延方向に対して平行方向と直角方向と2つの試片の熱膨張曲線を5回繰返して得た結果である。

この熱膨張の異方性は集合組織の発達過程から容易に説明できる。圧延方向では[010]に、また圧延方向に直角ないし垂直方向にあたっては[001]あるいは[100]に方位化されていると考えられている。一方、 α -ウラン単結晶のb軸すなわち[010]の熱膨張係数

(The rates of reduction in area by rolling is given in the figure)
 Plate 3 Microstructures of room temperature rolled uranium plate specimens

Fig. 3 Some cycling expansions in the longitudinal and transverse direction of the plane from rolled uranium plates, reduced at 50% in area, are shown

は負、また a, c 軸, $[001], [100]$ では正であることが知られている⁽⁸⁾。また棒の場合、加工度増加に伴い熱膨脹曲線の勾配は正から負への傾向を示している⁽⁹⁾。板の場合、圧延方向に対して平行方向の試片が直角方向のそれに比べて小であるのは $[010]$ の寄与のためである。板の圧延方向に対して直角方向では (100) と (001) 極の集合組織が発達していて、 $[100]$ と $[001]$ で熱膨脹係数は正であるから、勾配は正の傾向を示すものと解される。

ここで加工度が小さい場合にはこの両方向の差は小

さいが、加工度が増大するに従ってその差異はいちじるしく大きくなる。Lloyd らによれば⁽¹⁰⁾ この両方向の差異は定量的に推測可能であると考えられる。

Fig. 3 の (a) は (b), (c) に比べて特異な加熱冷却曲線をとっている。すなわち、(b), (c) ではサイクル後もあまり伸びを残していないことがわかるが、(a) では相当の伸びを残すことが期待されるからである。いまこの結果だけからは、 300°C 、常温圧延試料に比べて 600°C 圧延試料が伸びるということになる。しかしここでは、われわれは集合組織の発達の見地から、もっとも成長

のいちじるしいのは 300℃ 圧延, 常温圧延試料であろうことを期待した。ただこの測定は成長をみることでありむしろ熱膨張の異方性をみることである。成長については熱サイクル試験装置 No. 2* (TCE-2) その他の実験により, なお追試のうえ近く発表の予定である。それゆえここでは熱膨張の異方性についてのみ議論を集中して進めることとする。

その結果次の事実がいえる。3 種の圧延条件の板状試料について比較すると, 3 種の試料のそれぞれ平行方向と直角方向との勾配の差は圧延温度が高いほど小さくなっていくことがわかる (Fig. 4)。

Fig. 4 Thermal coefficients of room temperature, 300° and 600°C rolled uranium plates reduced at 50% in area

すなわち異方性は小さくなっていくことを示している。たとえば, 常温, 300°, 400°, 650℃の各温度で圧延した板の極点図の変化⁽¹¹⁾をみると, 高温になるほど (010), (001)の濃度集積はかなり分散してくることが認められる。この事実と対応させると理解できる。

この圧延板の熱膨張異方性は α -相内の焼ナマシでは容易に消失しない。これは Fig. 3 から明らかなように 600℃ までの繰返し熱膨張曲線の勾配について, (a), (b), (c) いずれも温度勾配の変化が現われていないことからわかる。また 300℃ 圧延後結晶した圧延板の再結晶集合組織をみると, (010), (001) 極点図は圧延集合組織とほとんど類似し, (110), (100) 極点図では僅か分散し変化がみられるにすぎない⁽¹²⁾。したがって

再結晶集合組織では圧延集合組織を破壊するほどの変化はみられないのである。

しかし—たんこれを β -処理すると, この異方性はほとんど失われる。失われる程度は相変態の完了程度によるといわれ, この完了の速度と程度とは低 β -相温度では小さく, おそいが, 高 β -相温度では大きくかつ早いことが認められている。異方性を失うと Fig. 4 の 2 方向の熱膨張係数は同一の値を示し, 方向差を消失し等方的結晶体となると考えられている⁽¹³⁾。

(2) β -熱処理効果

加工したウランでは上述のように集合組織が発達し, 異方性をいちじるしくしている。このような特性を消去するために β -相温度に加熱し, その後冷却するいわゆる β -処理あるいは β -焼入れの方法がとられている。この処理で集合組織をもつ α -ウランは $\alpha \rightarrow \beta$ 変態を通過することで集合組織を消失するといわれている⁽⁹⁾。このような消失過程を結晶学的に追究した。

現在まで報告されている α -ウランの集合組織の極点図を基礎として考える。Mueller らは 300℃ 圧延板, 87% 加工度試料の (010), (001), (100) および (110) の極点図を報告している⁽¹²⁾。この典型的な極点図のうち (010) と (001) との両極点図についてのみ注目すると次のことがいえる。

(010) 極点図では圧延方向に対して垂直ないし直角方向にわたって濃度集積が分布していることがわかる。このような状態で β -処理すると, (010) 極点図では極点図中心**まで濃度分散が認められるだろう, また (001) 極点図では中心部の濃度集積は分散し低下するだろうと推定した。極点図において濃度集積の分散は集合組織の破壊によるものと考えて進めた。

α. 結果

(i) 670°~760℃ Successive annealing

Fig. 5 は回折線の記録の一例を示し, Figs. 6, 7 は 300℃ 圧延板 90% 試片の回折線図形および各試片の回折線積分強度の焼ナマシによる変化である。(002) 回折線図形の変化は (001) 極点図の変化に対応する。すなわち Fig. 6 から (002) 反射強度は β -相処理温度が高温になるにつれて減少していることがわかる。こ

* この装置は筆者の 1 人によって設計されたもので, 熱サイクル試験装置として 2 番目に当研究室におかれた。これは, 熱膨張計が取り付けられているので各サイクル間の伸びを自動記録できるようになっている。

** 極点図中心は, 圧延板は圧延面の回折に相当する。それゆえ圧延面での回折線強度の変化と従来の極点図形を対応させて考えることができる。

れは (001) 極点図中心近傍に濃度集積が存在していたのが、 $\alpha \rightarrow \beta$ 変態でこの集積が分散したことを意味している。

Fig. 5 Diffraction pattern of the specimen after β -treatment on its rolling surface

もう一つ注目すべき事実は (020) 回折図形である。(020) 反射強度は $I/I_0 = 30^{(14)}$ であるから、これを検出することは困難であり、しかも圧延面での測定であるから従来の極点図に従えば圧延のままでは、(020) 回折線は圧延面ではほとんど検知されないはずである。しかしながら変態後しかも β -相処理温度が高温になるにつれて (020) 反射が現われ、増大してくる。これは (010) 極点図で圧延方向近傍に集積していたのが極点図中心まで分散したことを意味する。

(a)

Fig. 6 Variation of line profiles of 300°C-rolled sheet reduced at 90% in area after beta annealings for 5 min at each specified temperature successively

上の回折図形から積分強度の変化を求めた結果は Fig. 7 (b) であるが、これによると (002) 積分強度は (001) $[100]$ 方位の存在量に対応するものであるが、どの加工度の場合でもすべて 720°C 以上の加熱によってほとんど減少する。この減少過程をみると 50% 加工度以下では一様に減少していないことがわかる。それは次のような理由によるものと考えられる。

(b)

Fig. 7 Variation of integrated intensities of (020) and (002) diffraction lines after annealings of 300°C-rolled specimens at 670°~760°C for 5 min successively

試片の厚さがそれぞれ異なっているため、 $\alpha \rightarrow \beta$ 変態過程が均一に進行せず、遅速がある。この遅速は加熱冷却条件によっても異なる。減少過程からみると、低 β -温度での加熱→冷却では変態は遅く、高 β -相温度ほど早いことがわかる。また加工度の高いほど変態が早いのは高加工度のものほど変態に要するエネルギーは少なくてすむからであろう。それは高加工度ほど双晶発達のため、結晶粒は加工によるエネルギーと双晶などの境界面エネルギーを多くもっていて⁽²⁾、これらのエネルギーも変態に寄与するものと考えられるからである。

Fig. 7(a)では圧延集合組織の主方位である(010)[100]方位はどの加工度の場合でも700℃以上の加熱で発達してくることがわかる。この(010)の発達は低 β -相温度ではほとんどなく、高 β -相温度になって発達することが認められる。この(010)の増加と(001)の減少は相対応して現われていることがわかる。この増加→減少の対応が集合組織の破壊に関係しているものと考えられる。

(ii) 720℃ Isothermal annealing

Figs. 8, 9は各試片を720℃で10, 75, 300分恒温焼ナマシした場合の回折図形と(001)回折線積分強度と

Fig. 8 Variation of line profiles of 300°C-rolled sheet reduced at 90% in area on 720°C isothermal annealing for different holding times

Fig. 9 Variation of integrated intensity of (002) diffraction line annealed at 720°C successively

の変化を示した。図から各加工度ともに(001)積分強度が減少していることがわかる。これは β -相高温であるため、変態が急速に進むためと考えられる。また300分加熱→放冷では(001)積分強度は増大の傾向にあるが、これは結晶粗大化の影響であろうと考えられる。Fig. 8の回折図形からは(010)積分強度も発達してきていることも認められる。

b. β -処理後の顕微鏡組織

上述の β -処理前後の顕微鏡組織を Plates 4~6 に示す。Plate 4 は β -処理前の、300℃圧延のままの組織である。この圧延組織は α -相再結晶させると、変形双晶は消滅し結晶粒は回復し成長することが知られている。このような組織が変態点を通過すると、変態によって結晶格子間の再配列を伴うからポリゴン化を起こし、こうしてポリゴン化した結晶は β -相域でさらに加熱をつづけると成長する。

Plate 5 は 670°~760℃にわたってそれぞれ5分間 successively に加熱した後の組織である。これからわかるように低 β -相温度から高 β -相温度にわたって加熱しても、加熱時間が短いときはポリゴン化したままであって成長を起こすまでに至っていない。ところが Plate 6 は 720℃で300分恒温焼ナマシした結果であるが、相当な結晶粗大化を起こしていることがわかる。

上の組織をみると β -相から放冷したままでは双晶発生はきわめて少ないことが注目できる。一方 β -相から水焼入した組織では多数の双晶発生が認められている。 β -焼入レでの双晶発生の程度は冷却速度、換言すれば $\beta \rightarrow \alpha$ への変態速度に関係する。 $\beta \rightarrow \alpha$ への変態はこれらの組織からみると、冷却速度の早いときはマルテンサイト型変態で剪断を伴い伝播する変態過程であり、冷却速度の遅いときは β -母相に α -相の核が発生成長する nucleation growth の過程を経ることを示唆している。

(a) Before 300°C-rolling, after 700°C held for 5 min water quench and 550°C, 2 hr annealing

(c) 50% reduction in area at 300°C

(a) Same specimen as Plate 1-(a) after annealing of 5 min at 670°~760°C successively

(c) Same specimen as Plate 1-(c), same treatment as (a)

Plate 4

Plate 5

(d) 90% reduction in area at 300°C (b) 30% reduction in area at 300°C

(b) Same specimen as Plate 1-(b), same treatment as (a)

(d) Same specimen as Plate 1-(d) same treatment as (a)

(a) Same specimen as Plate 1-(a) heated for 300 min at 720°C and air cooled

(b) Same specimen as Plate 1-(b), heated for 300 min at 720°C and air cooled

(c) Same specimen as Plate 1-(c), heated for 300 min at 720°C and air cooled

(d) Same specimen as Plate 1-(d), heated for 300 min at 720°C and air cooled

Plate 6

Ⅱ. 結 言

以上報告した結果を要約すると次のとおりである。

- (1) ウランの板圧延の加工性について検討した。実用上、利用できる圧延温度は600°C熱間圧延と300°C加熱圧延とであり、常温圧延は困難であることがわかった。
- (2) 圧延操作上、考慮を必要とするのはまず酸化防止と加熱媒体として用いる表面被覆材である。溶融塩被覆の場合には表面肌が粗くなる欠点となる。また加熱媒体はウランの機械的性質にも影響をおよぼすとされているから、その選択には考慮しなければならない。
- (3) 圧延板は圧下率増加とともに異方性をいちじるしくする。この事実は熱膨張に明らかにみられる。この異方性は熱間圧延板に比べて冷間圧延板の方が大きい。これは集合組織の発達冷間の方がい

ちじるしく異方性も大きいことからわかる。

- (4) β -処理の効果をX-線回折からみた結果、発達した集合組織が消失することが認められた。この β -処理に伴う $\alpha \rightarrow \beta$ 変態については、なお今後明らかにしなければならないが、 β -処理による集合組織の消失と結晶粒調整とは β -相温度の選択と保持時間とによることが明らかにされた。

なお β -処理については、それに伴う変態現象と変態前後の物理冶金的性質の測定から種々実験した結果を、改めて考察し報告することにする。

終りに種々ご援助いただいた川崎正之主任研究員および研究室の諸兄に感謝するとともに、種々実験に協力された鹿志村悟君、本橋治彦君に、さらに有益な討論をいただいた市川達生氏に厚く御礼申上げる。

(1959年 9月25日 受理)

— 参 考 文 献 —

- (1) 武谷清昭：本誌，**1**，190 (1959).
- (2) 武谷清昭，栗原正義：日本金属学会誌，(印刷中).
- (3) 川崎正之，武谷清昭，佐々木吉方，山本達郎：本誌，**1**，19 (1959).
- (4) 川崎正之，長崎隆吉，城戸達郎，白石健介：第2回原子力シンポジウム報文集，第3分冊，213，(1958).
- (5) 武谷清昭，栗原正義：第3回原子力シンポジウム報文集，(印刷中).
- (6) 五弓勇雄，阿部秀夫：日本金属学会誌，**21**，515，518 (1957).
- (7) J. M. TAUB, D. T. DOLL, G. S. HANKS: 'Cold Working of Uranium', *Nuclear Metallurgy*, **IV**, 95 (1957).
- (8) J. R. BRIDGE: *J. Metals*, **8** (Section I), 1282 (1956).
- (9) F. G. FOOTE: 'The Physical Metallurgy of Uranium', *Progress in Nuclear Energy, Series V, Metallurgy and Fuels*, (Ed. H. M. Fenniton and J. P. Howe) 120, 124 (1956), McGraw Hill Book Co., Inc., N. H.
- (10) L. T. LLOYD, R. M. MAYFIELD: *Trans. A S M*, **50**, 954 (1958).
- (11) A. N. HOLDEN: "Physical Metallurgy of Uranium", 102 (1958), Addison-Wesley Publ. Co., Inc.
- (12) M. H. MUELLER, H. W. KNOTT, P. A. BECK: *J. Metals*, **7** (Section II), 1214 (1955).
- (13) W. R. MCDONELL: Preprint 172, 4th Nuclear Engng. Sci. Conf., Chicago, (1958).
- (14) ASTM, Diffraction card による。