5) 残留応力の値は軟鋼, 電解鉄, アルミニウムでかなりのひらきがみられ, 純度が高くなるほどその値が減少する。

6) いずれの場合も測定格子面の種類によって, 求められた残留応力の値が異なる。

文 献

- (1) 著者, 本誌 875 ページ
- (2) 著者, *Mem. Inst. Sci. Ind. Res., Osaka Univ.*, Vol. X III (1954), p. 129.
- (3) D.E. Thomas, *J. Sci. Instrum.*, Vol. 18 (1941), p. 135.
- (4) T. Nishihara and S. Taira, *Mem. Fac. Eng., Kyoto Univ.*, Vol. 7 (1950), p. 90.
- (5) F. Bollenrath, V. Hauk und E. Osswald, *Z. V. D. I.*, Bd. 83 (1939), S. 129.

539.379:539.319

金属材料の塑性変形と残留格子ひずみとの関係の X 線的研究*

(第 2 報 考 察)

辛島 誠一** 藤原 晴夫 *** 小島 公平****

Studies on the Relation between Plastic Deformation and Residual Lattice Strain of Metals by X-rays (Part II. Considerations)

by Seiichi KARASHIMA, Haruo FUJIWARA and Kōhei KOJIMA

The experimental results reported in previous paper come to the following conclusions. The residual lattice strains or the residual stresses observed on the plastically extended specimens might be partly due to the surface effect, but they are also attributed to the effect of "Gefügespannungen" and of grain boundaries. The idea, in which they are ascribed to the presence of the regions of accumulated dislocations, is thought to be inadequate. It is hoped, however, that further experiments will be performed, especially on high purity metals, in order to conclude which point of view is probable, whether the amounts of residual stresses may vary according to the kinds of lattice planes measured, or they may coincide with each other irrespectively of their kinds.

1. 緒 言

第 1 報⁽¹⁾では 0.2% C 軟鋼, 電解鉄, 高純度 (99.996%) アルミニウムの丸棒試料を引張変形させた後, X 線的に残留格子ひずみを測定した結果, 試料内に第 2 種格子ひずみを伴った第 1 種格子ひずみが存在すること, 第 1 種格子ひずみから計算される残留応力の値は試料表面と内部とではある程度の差異が認められるが, 測定する格子面の種類によりその値を異にすること, および試料の純度が高くなるとともにその大きさを減少することを報告した。同様の実験は既に多くの人達によってなされ種々の結果がえられており, またその原因についても各種の見解が示されている。本報では第 1 報についての考察とともに, これらの諸見解について比較検討したいと思う。

2. 従来の諸見解

一様な引張変形を受けた試料の表面に圧縮残留応力

が存在することは, 要するに結晶の集合体と考えられる試料内に降伏応力の異なる部分が共存していて, 十分大きな応力を与えて変形させると降伏応力の低い部分から先に塑性変形を始めるため, その部分の弾性応力が低下し弾性変形も減少するが, その状態から外力を取り去ると, その部分が圧縮され, 降伏応力の高い部分が引張状態で残り, 試料全体としては残留応力がなくなる状態でつりあうということで説明できるわけである。しかしこの降伏応力の異なる两部分に対しての見解がそれぞれ異なっていて, 次に示す考え方が行われている現状である。

(1) Bollenrath⁽²⁾, Glocker⁽³⁾, 西原, 平⁽⁴⁾らは試料表面に存在する結晶粒は, 内部の結晶粒にくらべて周囲からの拘束が少いため降伏応力が低く, そのため試料表面には変形応力と方向反対の残留応力が生ずると考えた。

(2) Greenough⁽⁵⁾は現状ではこのような巨視的応力が表面に果して存在しているかどうかは明らかではないが, 測定された残留格子ひずみにはこの表面の巨視的応力がある役割りを演じているとしても, それだけが原因ではなくて, その他結晶の方位による降伏応力の相違に基く Heyn の粒間応力系 (intergranular

* 昭和 31 年 4 月 2 日 第 33 期通常総会講演会および同年 11 月 15 日 岡山臨時大会講演会において講演, 原稿受付 昭和 32 年 2 月 11 日。

** , *** , **** 正員, 大阪大学産業科学研究所。

stress system) も考慮しなければならないと考えた。

(3) Hauk は引張変形した鋼, Al-Cu-Mg 合金では, $a\text{-sin}^2\psi$ 線図で直線として現われる第1種格子ひずみに第2種のものが重なって現われるが⁽⁶⁾, その直線の傾きから求められる残留応力の値は表面と内部とでは変化のないことから⁽⁷⁾, たとえば鋼の場合セメンタイトとフェライトとの間に降伏応力の差異があり, 降伏応力の低いフェライトが加工応力と反対方向の残留応力をうけるが, X線的にはフェライト粒内の格子ひずみを測定するために圧縮残留応力が認められるものと考えた。Hauk はこれを相応力 (Gefügespannungen) と呼んでいるが⁽⁸⁾, 一方 Hendus ら⁽⁹⁾, Frohnmeyer ら⁽¹⁰⁾ もセメンタイト, フェライト両相の相互作用を考慮しており, また Kappler ら⁽¹¹⁾ は純鉄では第2種格子ひずみのみしかみられず, しかもその状態は表面と内部とで変化がないことを報じている。

(4) 塑性変形中に障害物のまわりの転位の集積により, その部分の降伏応力が他の部分より高くなり, 引張応力を除いた後にその部分が引張り, 他の部分が圧縮状態となるが, 転位の集積した部分は格子ひずみが大きく明りょうなX線の反射がえられないため, X線的にはその他の部分の圧縮応力のみが観察されるという考え方も行われており⁽¹²⁾, また降伏応力の高い部分を結晶粒界附近と対応させる考え方も提案されている⁽¹³⁾。

3. 実験結果についての考察

以上の諸見解を検討するため, まず前報の実験結果について考察する,

(1) 焼なまし状態における結果について 前報第4図から明らかなように, 0.2% C 軟鋼のA型試料の焼なまし状態では (310), (211) 面ともX線の入射角をかえても格子面間隔に変化は認められず, したがって残留応力がないことがわかる。ただ格子定数に換算した場合測定格子面およびフィルム測定方向に無関係にその値が一致すべきは必ずであるが, 格子面によっても, また “●” “×” 両印によっても若干異なる値がえられた。これは測定に比較物質を用いない Thomas のカメラ⁽¹⁴⁾を用い, 各特性X線に対する試料フィルム間の距離およびフィルム測定の基準点からのフィルムの中心位置の決定を機械的な測定によって行ったために導入された誤差に基くものと考えられる。このことは比較物質を用いて確かめる必要があるが, 今後の考察に当っては格子定数の相対値のみを問題とすることと, 残留応力の計算には “●” 印の測定値のみを用いたため, これが大きな影響を与えるものとは考えられない。軟鋼のB型試料, 電解鉄, およびアルミニウムの焼なまし状態での測定は行わなかったが, 熱処理の条件, フィルム上にえられた反射はん点の状態等から考えて, 0.2% C 軟鋼A型試料と同様残留応力のない標準試料がえられているものと思われる。

(2) 0.2% C 軟鋼の結果について 前報第4図～第7図に示されてあるように, $a\text{-sin}^2\psi$ 線図で直線上にのる第1種格子ひずみに第2種のものが重っており, そのようすも Hauk の結果⁽⁷⁾とかなりよく一致している。

両種の格子ひずみを分離することは簡単でないが, 従来一般には Taylor⁽¹⁵⁾の理論を用いてそれぞれの ψ の値に対応する第2種格子ひずみを計算し⁽¹⁶⁾, これを測定値から差引いたものを第1種格子ひずみをうけた格子面間隔としてきた。しかし Taylor の理論は面心立方格子についてのものであり, それが軟鋼, 鉄等の体心立方格子金属に直接適用されていいものか疑問がある上, 計算を簡単にするため軸方向の応力のみを考え, また加工硬化を考慮に入れていない等, それ自体大きな問題を含んでいる。なお計算によってえられた第2種格子ひずみの値を実験値と合わせるためには計算値を数倍しなければならないことも, 理論的根拠が薄弱であるように思われる。

そこで著者らはとりあえず測定値から最小二乗法によって $a\text{-sin}^2\psi$ 線図で直線を求め, これから応力を計算したが, その直線から測定値までのずれを第2種格子ひずみと考えると, その傾向は残留応力の値とともに Hauk の結果⁽¹⁷⁾ときわめてよい一致を示しており, また残留応力の値が測定格子面によってかなりの差異を示していることも同様である。残留応力の値は便宜上機械的弾性諸定数の値を用いて計算したが, 結晶内の方向による弾性諸定数の異方性⁽¹⁷⁾を考慮すると, (211) 面による値をだいたい 1.2 倍したものが (310) 面のものと一致すべきは必ずで, それからだけでは今回の結果の差異は説明できない。

次に表面と内部とでは残留応力の差異は第8図からわかるように従来の結果⁽²⁾⁽³⁾⁽⁴⁾のように大きいものではなく, 今回の電解鉄の結果, および従来の結果から表面効果 (surface effect)⁽⁴⁾が終っていると考えられる層でもなお圧縮残留応力のままでとどまっていることが特徴的である。これから表面層の結晶粒の降伏応力が低いことによると考えられる表面効果は存在していてもそれほど大きいものではなく, それだけでは実験結果が説明できないことがわかる。

また2種類の熱処理によっても本質的な差異が認められず, 10%と15%との加工度による差異も少いようで, 著者らの前の実験結果⁽¹⁸⁾, および Hauk の結果⁽⁷⁾とも対照して, 10%程度以上の引張変形では残留格子ひずみはほぼ一定値に近づくものと考えてよいと思われる。

なお試料表面の格子ひずみ, あるいは残留応力の状態は熱処理時の脱炭等による表面層の変化⁽⁹⁾, および腐食による表面状態等⁽¹⁹⁾によってかなり支配されるので, 各種の実験結果の比較にはこの点注意を要する。しかしこの実験においては試料を機械加工した後の熱処理はすべて特に高真空の下で行い, 顕微鏡的にも脱

炭等の表面層の変化は認められなかったし、試料内部の測定には電解研磨により順次表面層を取り除き、試料面に凹凸ができるのを極力防いだので、これらの点については考慮する必要がないものと考えられる。

(3) 電解鉄、高純度アルミニウムの結果について

電解鉄については、前報第 9 図～第 12 図に示すように、軟鋼との差異はきわめて明りょうで、第 1 種格子ひずみから計算される残留応力の値は前者にくらべてかなり低い。また (310) 面による結果は内部に行くほどその値が減少し表面効果を示していると考えられるが、(211) 面による結果は精度が (310) 面に比べて低く測定値がばらついているためか、それほど明りょうな差異を示していない。アルミニウムの結果は前報第 13 図に示すように残留応力の値が表面においてもきわめて小さいが、このように純度が高いもののほど表面に存在する残留応力の値が小さくなることから、表面効果はたとえ存在してもこの程度の加工では従来考えられてきたほど大きいものではなく、残留応力はまた Hauk の述べている相応力やその他不純物に關係するものにも帰せられるものと考えてさしつかえなからう。このことはまた表面効果の研究には純度の高い金属を選ぶ必要があることを示すものと考えられる。

4. 従来の諸見解に対する考察

諸見解のうち (1), (3) に対しては既にかなり詳しい考察を行ったが、要するに測定された残留応力に寄与するものとしては、表面効果のみならず相応力やその他不純物に關係するものも考慮しなければならないことがわかる。相応力の考え方は引張変形を与えた鋼内のセメントタイトに引張応力が残留していることを見出した磁気的実験結果⁽²⁰⁾ともよく一致するし、Hendus ら⁽⁹⁾, Frohnmeyer ら⁽¹⁰⁾の実験結果もこのような考え方をしなければ説明できないように思われる。その他不純物に關係するものとしては後に述べる結晶粒界の影響等が考えられる。また表面効果が余り大きく現われなかったのは、引張変形では伸びの増加とともに試料内の応力分布が均一に近くなること⁽²¹⁾にも対応するのかも知れない。

次に (2) の考え方であるが、これは要するに第 1 種、第 2 種の格子ひずみが共存するとの考え方に他ならず、降伏応力の異なる各結晶粒が一樣なひずみを受ける場合、それらには当然多軸応力が働き、それが第 2 種の格子ひずみに影響を与えるものと考えられる。今回の測定は軸方向の応力についてのみ行ったので、それについては詳しく論ぜられないが、第 2 種ひずみをいちおう分離した第 1 種格子ひずみから応力を計算したため、この点の考慮は必要でないと思われる。しかし 2 方向のみの格子面間隔から残留応力を計算する場合は、第 2 種格子ひずみが等しい値を示すと考えられる 2 方向を選ぶ必要があり、この方向の決定には考慮が必要である。しかし多軸応力の下における理論的計算は未

だ行われていない。Hauk は一軸応力の仮定の下で、軟鋼、鉄を $\text{CoK}\alpha_1$ で測定するときには d_0 , $d_{45^\circ+\eta}$ を用いることを提唱しているが⁽⁶⁾⁽⁸⁾、今回の結果の d_η , $d_{45^\circ+\eta}$ から計算した値と、最小二乗法による値とを比較した第 1 表からみて、 d_0 の代りに d_η を用いてもその目的が達せられることがわかる。 $\text{CrK}\alpha_1$ の場合は“●”, “×” 両印の測定値を用いなければならないので、この際の検討は行わなかった。

第 1 表 簡便法と最小二乗法との比較

材 料	表面から測定層までの深さ mm	応 力 値 kg/mm ²	
		$d_\eta, d_{45^\circ+\eta}$ から求めたもの	最小二乗法によるもの
軟	0	-22.8	-25.0
	0.03	-21.4	-22.0
	0.07	-16.4	-16.0
	0.08	-21.7	-22.1
	0.12	-22.1	-22.5
	0.18	-20.9	-20.6
	0.31	-25.6	-27.6
鋼	0.44	-22.9	-23.3
	0.56	-17.8	-19.4
電	0	-6.8	-6.6
	0.03	-8.2	-8.9
	0.06	-8.2	-9.8
	0.07	-11.8	-12.7
	0.12	-6.7	-5.4
解	0.19	-6.1	-8.5
	0.30	-4.0	-3.0
	0.40	-4.0	-3.4
	0.52	-1.3	-3.1
鉄			

最後に (4) についてであるが、まず転位の集積部について考える。微小 X 線束法 (X-ray microbeam technique) の結果⁽²²⁾によると、転位集積部からの反射は比較的転位密度の少ない領域からの反射はん点を連ねる地の反射として現われ、また加工による反射線の幅のひろがり転位密度が大きいほど大きいことも報ぜられている⁽²³⁾。これらのことから転位集積部も反射を起こし、それは幅のひろがり内に含まれるものと考えられる。一方加工を受けた金属からの $\text{K}\alpha_1$ による反射線の強さ分布の測定は左右対称の分布を示している⁽²⁴⁾。ところが今回の測定では反射強さ最大の位置から格子面間隔を決定しているため、転位集積部も含めた平均の格子面間隔を求めていることになり、転位集積部の応力がそれを含んだ平均の残留応力とつりあうという考え方は適当でないと思われる。

結晶粒界を降伏応力の高い部分とすると考え方は、不純物が結晶粒界附近に集まりやすくそのため一層強化されることが考えられるので、純度による実験結果の差異、特に電解鉄と高純度アルミニウムとの差異は

このような考え方に帰せられると考えられる。またアルミニウムの方が平均結晶粒が大きいこともその差異を大きくしている一つの原因であろう。しかし電解鉄内の炭素量は分析で確かめなかったが固溶限程度は含まれているものと考えられ⁽²⁵⁾, それ以上は析出物内に存在するだけでフェライトの結晶粒界附近の強度増加には影響がないはずであるから, 軟鋼と電解鉄との実験結果の相違はこれだけでは十分説明できない。この意味からも各相間の相互作用を考慮する必要がある。

以上のように種々の原因が重なって現われるものでそのいずれが支配的であるかは, 材料, 熱処理, 加工度等の条件によるものと考えるのが妥当と思われる。

5. 第1種, 第2種格子ひずみの分離について

前にも述べたように面心立方格子について計算された結果に基いて両種の格子ひずみを分離する方法が一般にとられているが, このようにしてえられた結果も格子面の種類により異なった残留応力の値を示している。Hauk はこれを各相の成長関係と, 金属間の介在相 (inter-metallic phase) の大きな異方性によるもの

第1図 d_h の測定にあずかる結晶粒の方位分布 (CoK α)

であろうと述べているが⁽⁶⁾, これでは十分でないと思われる。何となればまた例えば CoK α を用いる場合を考えると, X線を試料軸に垂直に入射して d_h を測定する場合, 反射にあずかる結晶粒は引張軸と 90° — γ なる方向に (310) 面の法線をもつもので, それらは第1図のステレオ投影に示す引張軸方位をもつものである。 ψ_0 を種々変化した場合もその方位群は同様にして求められる。一方単結晶の引張変形は結晶の対称性から一つの球面三角形内の方位について論ずれば十分であるから, これらの方位群を一つの球面三角形内に移して考えることができ, (310), (211) 各面について ψ_0 を実験のときの値 $0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 45^\circ$ としたとき γ 側の測定に関係する結晶方位分布はそれぞれ第2図, 第3図のようになる。(211) 面ではその分布

第2図 $\psi_0 = 0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 45^\circ$ のときの γ 側の測定にあずかる結晶粒の方位分布 (CoK α)

第3図 $\psi_0 = 0^\circ, 15^\circ, 35^\circ, 45^\circ$ のときの γ 側の測定にあずかる結晶粒の方位分布 (CrK α)

に少しかたよりがあるとも考えられるが, それも大きいものでないから, X線の反射にあずかる結晶粒の数が十分多く, またその結晶方位が全く無秩序に分布していると考えたと (全周にわたってだいたい様な反射線がえられたことから, 後者の条件は満足されているものと考えられる), 今回の結果はいずれも Hauk の述べた種々の影響をうけた一成分相の全方位の結晶粒の性質を代表するものとなる。このように考えると第1種格子ひずみから計算される残留応力は, 弾性諸定数の異方性を考慮すれば格子面にかかわらず一致すべきものである。

次に上の場合と異なり, 反射にあずかる結晶粒の数が十分多くないとすれば, 測定値はX線の入射場所によって変ることになり, 決定的な結果をえるためには多くの点の測定値の平均をとる必要が生ずるが, 今回の測定結果にそれほど大きなばらつきがないことは, その必要がないことを示すものと考えてさしつかえなからう。

以上の考え方からすれば, 種々の格子面についてえられた多くの結果を, 弾性諸定数の異方性を考慮した上で比較し, それから一つの残留応力値を決定すれば, これに相当する傾斜をもつそれぞれの直線を図中に引き, 逆にそれから測定値までのずれとして第2種格子ひずみが求められることになる。この場合は今回の実験結果からもわかるように, それらの直線は図中に点線で引いたものより (310) に対してはその傾斜がゆるく, (211) に対しては急になるはずである。

前報においては測定値から最小二乗法によりその直線を求めたが, これはあくまで便宜的な方法に過ぎない。しかしこの直線が Hauk が第2種格子ひずみを仮

定して引いた直線にかなりよく一致していることは興味あることである。

要するに、第 1 種格子ひずみから計算される残留応力の値は、格子面についてそれぞれ異なる本質的な原因が存在するものであるか、その値が一致すべきものであるか、そのいずれが妥当であるかは更に多くの実験結果をまわって決定すべき問題であろう。このためには第 2 種格子ひずみの本質を知る必要があるため、この意味からも純度の高い金属について更に多くの格子面についての測定を行うことが望ましい。

6. 測定値の補正について

試料表面および試料内各層における測定値から電解研磨前の真の応力分布を決定するには、第 N 層(表面を $N=1$ とし最終層 $N=9$ までを順次このように呼ぶことにする)の測定応力値 σ_N が第 $N+1$ 層のところまで均一に分布しているものと仮定して計算を行い、それらに相当する圧縮力が電解研磨によって取り除かれたために第 $N+1$ 層以下の測定値に補正すべき値を σ_{CN} とすれば、たとえば第 9 層の測定値に対する全補正值は $\sum_{N=1}^8 \sigma_{CN}$ となる。このような補正を行うと電解鉄の (310) 面についての結果はだいたい $N=8$ あたりで残留応力が 0 となり、従来の表面効果の結果とかなりよく一致する。

しかし軟鋼の場合は (310), (211) 面の結果はともに、第 1 回の補正後も表面効果が終っているものと考えられる第 9 層に至ってもかなり大きな圧縮応力の値がえられた。このことから、少くとも $\sigma_9 - \sum_{N=1}^8 \sigma_{CN}$ に相当するものは相応力や結晶粒界附近の応力とつりあいを保っていることを示し、これらはそのつりあいを保っている部分と同時に取り除かれて行くものと考えられるため、実際は補正には関係しないものと考えられる。したがって第 1 回の補正後 $\sigma_N - (\sigma_9 - \sum_{N=1}^8 \sigma_{CN})$ に相当する圧縮力が各層の電解研磨によって取り除かれるものとして第 2 回目補正を行い、順次同様な補正を繰返して行くとき $\sum_{N=1}^8 \sigma_{CN}$ がほぼ一定値に収れんしたときの補正值 σ_{ctN} が真の補正值であると考えられる。前報の補正後の値はこのような補正によった $\sigma_N - \sum_{N=1}^{N-1} \sigma_{ctN}$ (第 2 層以下第 9 層まで) の値をそれぞれ示したもので、これにより表面効果による応力と相応力等とが共存すると考えられる場合に両者がいちおう分離されたものと考えることができる(この場合 (310) 面では 4 回、(211) 面では 3 回の補正で補正值がほぼ一定値に到達した)。

7. 総 括

0.2%C 軟鋼、電解鉄、高純度 (99.996%) アルミニウム試料について引張変形 (10%, 15%) と残留格子ひずみ、あるいは残留応力との関係を X 線的に調べた

結果について、次のような考察を行った。

- 1) 残留格子ひずみ、または残留応力の原因としては、Hauk の提唱する相応力が大きな役割を果たすが結晶粒界の影響についても考慮する必要があるものと考えられる。
- 2) 表面効果による影響はこの程度の変形では従来考えられているほど大きくはない。
- 3) 転位の集積部に原因を求める考え方は適当でないものと考えられる。
- 4) 以上の諸原因の内いずれが支配的であるかは、材料、熱処理、加工度等の実験条件によって異なるものと考えられる。
- 5) 格子面によって異なった残留応力の値がえられることは、Hauk の考え方では十分でないが、これは第 1 種、第 2 種格子ひずみの分離の問題とともに将来にまつべきことである。

文 献

- (1) 著者、本誌 870 ページ。
- (2) F. Bollenrath, V. Hauk und E. Osswald, *Z. V.D.I.*, Bd. 83(1939) S. 129.
- (3) R. Glocker und H. Hasenmeier, *ibid.*, Bd. 84 (1940) S. 825.
- (4) T. Nishihara and S. Taira, *Mem. Fac. Eng., Kyoto Univ.*, Vol. 7(1950) p. 90.
- (5) G. B. Greenough, *J. Iron and Steel Inst.*, Vol. 169 (1951) p. 235; *Progress in Metal Physics*, Vol. 3(1952) p. 176.
- (6) V. Hauk, *Z. Metallkde.*, Bd. 46(1955), S. 33.
- (7) V. Hauk, *Arch. Eisenhüttenw.*, Bd. 25(1954) S. 273.
- (8) V. Hauk, *ibid.*, Bd. 26(1955), S. 275.
- (9) H. Hendus und C. Wagner, *ibid.*, Bd. 26(1955), S. 455.
- (10) G. Frohnmeyer und E. G. Hofmann, *Z. Metallkde.*, Bd. 43(1952), S. 151.
- (11) E. Kappler und L. Reimer, *Naturwiss.*, Bd. 40 (1953) S. 360.
- (12) Unpublished Discussion in 1943 between Bragg, Orowan, Smith and Wood (G. B. Greenough, *Progress in Metal Physics*, Vol. 3(1952) p. 176 参照)
- (13) S. L. Smith and W. A. Wood, *Proc. Roy. Soc.*, Vol. 182A (1944) p. 404, C. J. Newton and H. C. Vacher, *J. Met.*, Vol. 7(1955), p. 1193; H. C. Vacher, R. Liss and R. W. Mebs, *Acta Met.* Vol. 4(1956) p. 532.
- (14) D. E. Thomas, *J. Sci. Instrum.*, Vol. 18(1941) p. 135.
- (15) G. I. Taylor, *J. Inst. Met.*, Vol. 62(1938) p. 307.
- (16) G. B. Greenough, *Proc. Roy. Soc.*, Vol. 197A(1949) p. 556; V. Hauk, (6), (7); E. Kappler und L. Reimer, *Z. angew. Physik*, Bd. 5(1953) S. 401.
- (17) H. Hendus und C. Wagner, 前出; H. Möller und F. Brasse, *Arch. Eisenhüttenw.*, Bd. 26(1955) S. 231.
- (18) S. Karashima, H. Kojima and H. Fujiwara, *Mem. Inst. Sci. Ind. Res., Osaka Univ.*, Vol. XI(1954) p. 129.
- (19) V. Hauk, *Arch. Eisenhüttenw.*, Bd. 27(1956) S. 317.
- (20) D. V. Wilson, *Trans. ASM.*, Vol. 47(1955) p. 321.
- (21) 石橋正, 機械学会論文集, 22 巻 123 号, 827 ページ(昭 31-11)。
- (22) P. B. Hirsch and J. N. Keller, *Acta Crystallogr.*, Vol. 5(1952) p. 162., P. Gay, P. B. Hirsch and A. Kelly, *ibid.*, 7(1954) p. 41.
- (23) G. K. Williamson and W. H. Hall, *Acta Met.*, Vol. 1(1953) p. 22.
- (24) たとえば W. H. Hall and G. K. Williamson, *Proc. Phys. Soc.*, Vol. 64B(1951) 946.
- (25) 金属便覧(日本金属学会編) p. 513.