X線による切欠き材の疲労破壊に関する研究*

(細束X線による冷間圧延加工した低炭素鋼材における疲労の観察Ⅱ)

平 修 二** 林 建 吉*** 田 中 啓 介****

X-Ray Investigation on Fatigue Fracture of Notched Steel Specimen (Investigation on Fatigue Process of Cold-Rolled Low-Carbon Steel Specimen by Means of X-Ray Microbeam Diffraction Technique, II)

by

Shuji TAIRA

(Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

Kenichi HAYASHI

(Nagoya Institute of Technology, Nagoya)

and Keisuke TANAKA

(Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

The fatigue process preceding the macro crack initiation in cold-rolled low-carbon steel specimens was investigated by the back reflection X-ray microbeam technique. The following results were obtained.

(1) Formation and development of substructure were characteristic of the crystal deformation in fatigue process of cold-rolled specimens, having no relation to reduction percent of cold-rolling, similar to the case of annealed specimens. Therefore, it can be said that fatigue progress correlates with the degree of the formation and development of substructure, independent of initial degree of cold-rolling.

(2) The mechanism of the development or formation of substructure in cold-rolled specimens, however, was different from that in annealed specimens in some respects. In the former case, the tendency that the dislocations introduced by cold-rolling moved to decrease the dislocation density within one subgrain and to make narrow the extended subgrain boundary became more evident as reduction percent increased.

(3) Subgrain size tended to be smaller and total misorientation within one grain increased during the fatigue process, although those changes were not outstanding.

(4) The micro lattice strain range within one grain (strain of 2nd kind), and that within one subgrain (strain of 3rd kind) showed a rapid decrease during the early stage in fatigue process. Their diminution became gradual in the next stage. The trend of the change in the micro lattice strain range corresponds to the change in half-value breadth during the fatigue, similar to the case of annealed specimens.

(5) The dislocation density within one subgrain near the macro crack initiation was small, and equal to $2 \sim 3 \times 10^8$ lines/cm², regardless of their reduction percent. The amount of increased dislocation density at subgrain boundary during the fatigue process of cold-rolled specimens was not widely different from that of annealed specimens.

(6) The well-developed substructure is likely to play an important role in the macro crack initiation of cold-rolled specimens, as in the case of annealed ones.

(7) During the fatigue process of cold-rolled specimens the degree of crystal deformation differed from grain to grain because of the difference in orientation factor, similar to the case of annealed ones.

(Received Sep. 21, 1966)

* 原稿受理 昭和41年9月21日

*** 正 会 員 名古屋工業大学 名古屋市昭和区御器所町

** 正 会 員 京都大学工学部 京都市左京区吉田本町

**** 学生会員 京都大学大学院 京都市左京区吉田本町

1 緒 言

前報¹⁾に述べたように、筆者は金属材料の疲労破壊過程をその初期状態に無関係に表わすことのできる結晶学的 parameter を見いだすことを目的として、細束X線回折技術を応用して、初期状態の異なった材料について、その疲労過程における結晶変形挙動を追求する研究を始めた。

まず焼なましした低炭素鋼材について、macro crack 発生までの過程における観察結果についてはすでに報告した²⁾。つまり疲労破壊において subgrain の形成が重要な役割を果たし、これは比較的ゆっくりと進行する、および上述の subgrain の方位は互い違いに分布しており subgrain boundary の幅ならびに転位密度は比較的小さい等である。

さらにまた前報¹⁾に報告した冷間圧延加工した場合の観察結果をまとめると次のようになる。

(1) 疲労破壊過程が進むにつれて、一つの grain からの回折弧中には濃い小さなはん点が増していき相対的に back ground の濃さが低下していく。なお、疲労限度以下の応力を加えた場合には、回折弧の上述の変化はあまり顕著でない。以上のことは、冷間圧延加工した試片についてその圧延度によらず観察された。

(2) 疲労過程において回折弧中に上述の濃い小さなはん点が現われる時期と、組織観察により認められた persistent slip band が現われはじめる時期とは、その試片の圧延度によらず、一致している。

(3) 一つの grain 内の micro lattice strain range の疲労過程における変化は、強圧延加工した試片と軽圧加工した試片とでは異なっており、前者では初期に急減しその後漸減する傾向を示している。一方一つの subgrain 内の micro lattice strain range は、軽圧延加工した試片の場合には初期に変動する傾向があるが全般的には減少しており、強圧延加工した試片では初期に急減するがその後はほぼ一定となる。

(4) 疲労過程において subgrain size は減少し total misorientation は増加する傾向が強いことがその圧延度によらず観察されたが、疲労前後においてその変化の絶対量はそれほど大きくない。

(5) 疲労過程においてその圧延度によらず、同一試片においてもおのおの grain によって疲労結晶変形の進行の度合いが異なっていることが観察された。

本報告では、上記の結果を基にして焼なまし材との関連において考察した冷間圧延加工した材料の疲労過程における結晶変形 model、ならびに疲労破壊機構について報告するが、まず、それにききだって前報および本報に應用したX線回折法の理論について述べる。

2 細束X線回折法

本報告で用いた細束X線回折法の理論を示すと次のようになる。いまX線束を試片に照射するとき、今回のように grain size があまり小さくなく、かつその grain が大きなひずみを有していて、その substructure の発達が進んでいない場合には、前報 Fig. I-1 (以下前報のものは I を付記する) に示すような通常かなりの濃さをもった弧を Debye 環上に 2~5 個得る。そしてそれらの弧の中にはさらに濃い小さいはん点が散在しているが、これらはそれぞれ通常一つの grain およびその grain 中の subgrain からの回折像と考えられる。そこでいま弧の半径方向の幅を S_R 接線方向の幅を S_T とすると、それぞれ次式が成立する。^{2,3)}

$$S_R = \frac{R_0}{\cos^2 2\theta} \left\{ d\theta + 2 \left(\tan \theta \cdot \frac{\delta d}{d} + d\theta_\lambda \right) \right\} \quad (1)$$

$$S_T = \frac{R_0}{|\cos 2\theta|} \cdot 4 \sin \theta \cdot \sin \frac{\beta}{\sqrt{3}} \quad (2)$$

ただし、 R_0 はフィルム試料間距離、 θ は Bragg 角、 $d\theta$ は入射X線束の発散角、 $\delta d/d$ は一つの grain 内における格子定数のばらつき (Micro lattice strain range within one gain)、 $d\theta_\lambda$ は特性X線の波長の広がりによる Bragg 角の広がり、 β は一つの grain 内の total misorientation である。そして上式は、P.B. Hirsch の式において、grain size の小ささおよび発散角による広がり相対的に小さいと考え、これら⁴⁾を無視したものである。また(2)式の β に関しては、別報³⁾と同様確率的平均を考慮しているので P.B. Hirsch の式とは異なっている。

一方回折弧中の一つのはん点の半径方向の幅を S'_R 、接線方向の幅を S'_T とし、かつ入射X線の波長の広がり³⁾は充分小さいとすると次式が成立する。

$$S'_R = \frac{R_0}{\cos^2 2\theta} \left\{ d\theta + 2 \left(\tan \theta \cdot \left[\frac{\delta d}{d} \right] + d\theta_\lambda \right) \right\} \quad (3)$$

$$S'_T = \frac{R_0}{|\cos 2\theta|} (d\theta + 2 \sin \theta \cdot \delta) \quad (4)$$

ただしここにおいて、 δ は一つの subgrain 内の disorientation、 $[\delta d/d]$ は micro lattice strain range within one subgrain である。また相隣り合うはん点に対応する subgrain 間の角度を α' とすると次式が成立する。³⁾

$$S'_c = \frac{R_0}{|\cos 2\theta|} (d\theta + 2 \sin \theta \cdot \alpha') \quad (5)$$

ただし S'_c は相隣り合うはん点間の距離である。

また詳しくは別報に譲るが、一つの subgrain 内の disorientation δ および相隣り合う subgrain 間の misorientation α は、それぞれ次式により過剰転位密度と関係する。

$$D_s = \frac{\delta}{bt} \quad (6)$$

$$D_0 = \frac{\alpha}{bt} \quad (7)$$

ただし t は subgrain size, D_0 , D_0 はそれぞれ subgrain 内および subgrain boundary における過剰転位密度である。なお α は grain が一様な方位分布で変形していると仮定するとき、 t_0 を grain size とすると、次式により求められる。

$$\alpha = \beta(t/t_0) \quad (8)$$

また、平均的な subgrain volume v では次式により回折弧中のはん点の総数 m' より求められる。

$$m' = \frac{v_0}{v} \cdot \frac{\cos \theta \cdot (d\theta + d) \cdot \gamma}{4\pi \cdot \sin^2 \frac{1}{4} \beta} \quad (9)$$

ここにおいて、 v_0 はもとの grain の体積 (Original grain volume) を表わし、 γ は回折弧がフィルム中心に対して張る角を表わしている。なお、上式を本報告において実際に用いる場合 d を無視した。

3 実験結果の考察

3・1 冷間圧延加工した低炭素鋼材の疲労過程における結晶変形様式

3・1・1 軽圧延加工した材料の場合 繰返し応力を加える以前つまり圧延した状態の試片からの回折 pattern (Fig. I-3, Fig. I-6, Fig. I-9(a)) において弧中にはん点が認められること、各はん点の半径方向の幅および接線方向の幅が大きいこと、および弧上の位置によりそれらの値が異なっていること等から考えて、圧延後における各 grain は subgrain に分かれてはいるがその一つ一つの subgrain がかなりの disorientation を有して substructure はかなり不完全であること、また一つの grain 内でも変形が一様でないことがわかる。そして、この変形の程度は圧延度により異なっている。なお、このような冷間圧延加工した鉄の substructure に関する観察は、細束 X 線的には P. Gay と A. Kelly らによって、また電子顕微鏡的には A.S. Keh と S. Weissmann らによってすでに報告されている。

Fig. I-3 からわかるように、5% といった軽圧延加工した材料においては、強圧延加工を受けた材料に比べて一つの grain 内の total misorientation および一つの subgrain 内の disorientation δ は小さい。また回折弧に沿っての濃淡の分布を見ると、中央部では弧端に比べて半径方向の幅が大きく濃くかつ相隣り合うはん点間の距離は小さい。これらのことから、平、中西、時政が細束 Laue 法を使って 5% 引張変形した

場合の一つの grain 内の方位の分布を観察し、方位のばらつきは、boundary 近傍においては大きい中央部ではあまり大きくないという報告が、5% 圧延加工した今の場合にもあてはまると考えられる。

このような結晶状態にある軽加工した材料が繰返し応力を受けると、その初期においては substructure 急激な変化現象を示すが、その後はゆっくりと単調に一つの grain 中の micro lattice strain range および total misorientation は増加し、一方 subgrain size t は減少している。この初期の急激な変化の原因としては、5% 圧延加工した状態においては mobile な転位が焼なまし材と比べて多く存在し、これが応力繰返しの初期において移動すること等のためと考えられる。また、一つの grain 中の micro lattice strain range がその程度は少ないが、焼なまし材と同様に増加の傾向を示しているのは、前述したように方位のばらつきの小さい中央部では初期においてかなりのひずみを蔵しているがこれが応力繰返しとともにさらに増すためと考えられる。つまり中央部では、応力繰返しとともに転位を増殖しこの増殖された転位と、既存転位とで、substructure を形成し発達させると考えられる。一方弧端では半径方向の幅は以下に述べる強加工材と同様に減少しているが、これは後に述べるように、主として既存転位による substructure の形成および発達のためのひずみ開放 (Stress relief) によるものと考えられる。

上に述べたように疲労過程において substructure が発達していくことは次のことから結論される。つまり疲労過程において、grain 全体として subgrain 中の micro lattice strain range は減少し、また subgrain 中の過剰転位の密度も同様に減少するが、subgrain boundary の転位密度は増加している。そして back ground の濃さがかなり減少していることより、coherency の低い部分すなわち boundary の幅が応力繰返しとともに小さくなっていることが予想される。

3・1・2 強圧延加工した材料の場合 冷間圧延加工をした場合、その圧延度が増すにつれて、一つの grain 中の total misorientation および一つの subgrain 中の disorientation ならびに subgrain 間の misorientation は増加し、subgrain size は減少することが報告されているが、本実験結果はこれとよく一致している。また、大きく圧延した材料からの回折 pattern ほどその回折弧は円周方向にほぼ一樣になることより、圧延度が増すにつれて grain 全体が bend してくることがわかる。また、back ground にもかなりの濃さを有することより、subgrain boundary の幅も比較的大きいことがわかる。このように強度の圧延加工を受け substructure を形成し、subgrain

*1 いま Hirsch にならって D_0 を subgrain boundary の過剰転位密度と述べたが、実際は subgrain 内および subgrain boundary における過剰転位密度の和となっている

*2 しかしこれらの観察した substructure は本実験結果に比べてより発達した substructure となっているが、これらは主として材料の純度などの影響によるものと考えられる

size が小さくかつ subgrain 内部および boundary における転位密度が大きい材料が繰返し応力を受けると、その初期に急激に grain および subgrain 内の micro lattice strain range が減少し、同時に subgrain 内の転位密度が減少する。一方、subgrain size の減少はわずかであることおよび total misorientation, したがって grain 内の過剰転位の総数はあまり変化していないことより、応力繰返しの初期において圧延加工により生成された多数の転位が主として既存の subgrain boundary に移動したりあるいは新しく subgrain boundary を形成したりして、急速に grain および subgrain 内部のひずみを開放していくことがわかる。そして繰返し数が増すにつれてその速度を弱めながらも、subgrain boundary の幅も狭くなっていき substructure の発達を続ける。つまり疲労過程において一種の回復が起こっている。これを繰返し応力による回復と呼ぶことにする。

3・1・3 疲労過程における結晶変形様式

(1) 表示法： 以上述べたことより冷間圧延加工した材料の macro crack 発生までの疲労過程における結晶変形様式を考察したが、まずこの変形様式の表示法について述べる。Fig. 1 において一つの grain の

Fig. 1. Representation of a deformed crystal.

ある断面を考え、その grain 中心を基準にとりその点より右方向への距離を r にとり、この r の点における回折面の法線が grain 中心にたてた grain 全体として平均的な回折面法線と時計回りになす角を θ とする。そして r を横軸に θ を縦軸にとった $r-\theta$ 直交平面上に結晶変形状態を表わし、別に方位の分布を右側に表わす。そうすると、たとえば結晶が一樣に曲がっているときには、図のように傾斜した block で変形状態が表わされ、方位の分布はく形状となる。

(2) 焼なまし材の結晶変形様式： 焼なまし材の疲労過程における結晶変形様式についてはさきに報告

したが、そこで述べられた平、林の model はいまの表示法を用いた場合 Fig. 2 によって表わされる。つまり、初め t_0 であった grain は orientation (Intrinsic) は小

Fig. 2. Crystal deformation model in fatigue.

さくまた一樣であるから横軸に平行なく形で表わせる。これが疲労変形を受けると、 t なる大きさの subgrain に別れかつ各 subgrain 内の disorientation δ は小さく、隣接する subgrain 間の misorientation α は β に等しいから、疲労後の結晶変形状態は斜線の block でもって表わされる。

(3) 軽圧延加工した材料の結晶変形様式： 圧延加工した材料では疲労前に substructure を有し、その subgrain size は疲労変形が進むにつれて小さくなるが、それはせいぜい $2/3$ 程度であるので近似的に一定とみなしてその結晶変形を表示すると Fig. 3 のよう

Fig. 3. Crystal deformation model in fatigue.

になる。またここでは subgrain boundary の幅については考えておらず $t_0/t=10$ (一定) と仮定している。つまり疲労過程における結晶変形において grain 中央部は焼なまし材的な、boundary 近傍では加工材的な様相を呈している。

(4) 強圧延加工した材料の結晶変形様式： 強度の圧延加工を受け grain 内部まではば一樣に変形した材料の疲労過程における結晶変形様式を Fig. 4 に示す。ここにおいて、subgrain size および subgrain boundary に関して(3)と同様な近似をしているが、この近似度は圧延度の増加とともに高くなる。この図より、初め全体としてはば一樣に曲がっていた grain が繰返し応力を受けると、各 subgrain 内の転位が

(c) Heavily rolled specimen
Fig. 4. Crystal deformation model in fatigue.

subgrain boundary に移動し substructure が発達するが, grain 全体としての方位の分布はあまり変わらないことが明示されている。

3・2 圧延加工した材料の疲労破壊機構

疲労破壊過程の初期において, persistent slip band が発生するのときと同じくして発達した substructure が存在していることが認められた。(Fig. I-4(e), Fig. I-6(b), Fig. I-9(b)) このことより両者が密接な関係を有していることがわかり, さらに50%圧延した材料における組織写真 (Fig. I-10(e)) において上に述べた persistent slip band の部分に macro crack が観察されるが, いま subgrain boundary が crack 発生の個所となり伝ばの優先的な道すじとなる¹¹⁾¹²⁾ということを考え合わせると, persistent slip band は subgrain boundary に一致すると予想¹⁰⁾される。つまり材料が繰返し応力を受けるとき, まず表面近傍で既存転位の移動, あるいは新しく転位の増殖移動が起こり, その量がかなり多くなったとき発達した substructure が認められるようになる。同時に移動し表面に出してしまった転位の数がかなり多くなり, したがってすべり帯として観察される。そしてそのすべり帯のうち persistent slip band の部分は特にその量が多い領域であると推察される。また, 発達した subgrain boundary には micro crack の存在が予想され, これらが現象論的な研究で言われている疲労過程における damage の結晶学的内容であると考えられる。

一方, 疲労限度以下の応力を加えた材料からの pattern, および疲労限度以上の応力を加えた場合でもすべり帯があまり密でなく, かつその中に sharp なすべり帯が認められない領域からの pattern 中には, 明確なはん点は認められなかったが, これは次の理由によるものと考えられる。つまり疲労のすべり帯が形成された領域には substructure は存在しているのであるがそのすべり帯の層の深さが薄かったためか, あるいは全体的にあまり発達した substructure が形成されていないためと考えられる。

上述したように, 応力繰返しにより発達した substructure は crack の発生および伝ばにとって都合がよいわけであるが, 圧延加工により形成された substructure は疲労における substructure ほど発達しておらず, したがってその subgrain boundary はそのままでは疲労 crack に対して前述のような役割を果たさないと考えられる。また疲労以外の原因によって発達した substructure が形成されている材料では, 疲労強度が低くなるとも考えられるが, この点は大いに問題であり, それについては次回に報告したい。

3・3 初期状態の異なった場合の疲労機構の比較

強圧延加工材と焼なまし材との疲労機構を比較すると, 疲労過程の進行とともに完全に substructure が形成される点においては両者に差異はないが, その内容は異なっている。つまり焼なまし材においては初め転位密度が少なく substructure も存在しないという状態から, 疲労過程の進行とともに転位を増殖し, それが移動して substructure を形成し発達させるという過程をたどるが, 一方加工材においては, 初期の圧延加工により導入された転位が応力繰返しにより移動し, これによって subgrain 内の転位密度および subgrain boundary の幅が減少する, すなわち substructure が発達する。そしてこの傾向は圧延度とともに強くなってくる。5%といった軽度の圧延加工をした材料においては両者が混在し, grain boundary 近傍では加工材の様相を呈し, grain 中央部では焼なまし材の様相を呈するものと理解される。

このことより材料の初期の状態には関係せず, より完全な substructure を形成している度合いつまり回折弧中のはん点の数あるいはそのはん点の形でもって, 疲労破壊過程の進行度を表わすことができる。

次に(7), (8)式より求めた subgrain boundary の転位密度 D_b ならびに(6)式より求めた subgrain 内の転位密度 D_s の, 初期 $n/N=0$ および crack 発生繰返し数 $n/N=1$ における値を Table I に示す。ここで50%圧延した材料の subgrain size は 3μ と仮定した³⁾。またそのときの D_b は β がわからないので正確

Table I. Comparison with fatigue-induced substructures of different reduction % ; η .

η (%)	$n/N=0$		$n/N=1$		$\Delta(D_b - D_s)$ (μ)	t_0/t_i
	D_b (lines/cm ²)	D_s (μ)	D_b (μ)	D_s (μ)		
0	$<10^8$	$<10^8$	6.1×10^8	2.5×10^8	3.6×10^8	$\sim 2/5$
5	5.2×10^8	3.4×10^8	8.9×10^8	2.2×10^8	4.9×10^8	$\sim 2/3$
15	1.8×10^9	5.0×10^8	2.0×10^9	3.8×10^8	3.2×10^8	$\sim 2/3$
50	$\sim 10^9$	9.1×10^8	$\sim 10^9$	2.3×10^8	6.8×10^8	$>3/4$

な値は求められないが、ほぼ 10^9 lines/cm² の order であると考えられる。また、焼なまし材については前報²⁾の結果 (0.06% C鋼) を示す。Table I よりわかるように疲労過程において、subgrain 内の転位密度 D_s は、macro crack 発生時には、加工度によらずほぼ一定の値 $2 \sim 3 \times 10^8$ lines/cm² なる値をとる。

また、 $D_b - D_s$ が subgrain boundary における過剰転位の密度を表わすわけであるが、crack 発生時におけるこの値より疲労前の値を引いた量、つまり疲労過程における subgrain boundary の転位密度の増加量 $\Delta(D_b - D_s)$ を Table I に示したが、order 的には加工度によらずほぼ一定の増加量を示している。

一方、macro crack 発生時における subgrain size t_e の初期値 t_i に対する割合 t_e/t_i も同時に Table I に示したが、これより疲労過程においては、subgrain size は macro crack 発生時においても初期値とあまり変わらないことがわかる。そして焼なまし材においても 2/5 に減少する程度である。

また前報²⁾において、焼なまし材の疲労過程における半価幅変化の主因は一つの grain 中の micro lattice strain range であることを報告したが、いま Fig. I-8, Fig. I-11, Fig. I-12 において応力繰返しとともに S_R/S_{R0} および S_R' がその初期で急減しその後漸減する傾向があることを考えると、前に焼なまし材について述べたことが、冷間圧延加工した材料の疲労においても妥当性を有すると考えられる。

4 結 言

各種圧延度で冷間圧延加工した低炭素鋼の crack 発生までの疲労過程を、細束X線法および光学顕微鏡をもって追求した結果次のような結果を得た。

(1) 冷間圧延加工した材料においてもその圧延度によらず焼なまし材と同様にその疲労過程における結晶変形は、完全な substructure の形成あるいは発達により特徴づけられ、その形成発達の度合いによって疲労の進行度を表わすことができる。

(2) 発達した substructure の生成機構に関して、圧延材では焼なまし材と違ってその圧延度が増すにつれて、疲労前に冷間圧延により導入された転位が移動し、subgrain 内の転位密度および subgrain boundary の幅を減少させるという傾向が強くなる。

(3) 疲労過程の前半において subgrain size は減少し total misorientation は増加する傾向があるが、疲労前後においてその変化の絶対量はそれほど大きくない。

(4) 冷間圧延加工した材料の一つの grain および subgrain 内の micro lattice strain range (第2種ひずみ範囲および第3種ひずみ範囲) は、焼なまし材の場合とは逆に応力繰返しの初期で急減しその後漸減する。したがって、これらが疲労過程中的X線回折半価

幅変化の主因であると考えられる。

(5) 応力繰返しにより発達した substructure に関して、macro crack 発生時における subgrain 内の転位密度は圧延度によらずほぼ一定の値 $2 \sim 3 \times 10^8$ lines/cm² をとる。また疲労前後における subgrain boundary の転位密度の増加量 $\Delta(D_b - D_s)$ は、焼なましした場合および冷間圧延加工した場合にかかわらず order 的に等しい。

(6) 疲労限度以上の繰返し応力を加えた場合においては、 $n \cong 10^7$ ですべり帯が認められる領域からの回折 pattern においても発達した substructure はそれほど認められなかった。一方疲労限度以上の応力を加えた場合においては、persistent slip band の発生と時を同じくして発達した substructure が検出されこれがしだいに発達して後、persistent slip band の部分から macro crack が発生した。また persistent slip band の生じていない部分には substructure の発達はあまり進んでいない。

これらのことより、発達した substructure が圧延加工した材料においても焼なまし材と同様に疲労 crack に対して重要な役割を果たしていると考えられる。

(7) 冷間圧延加工した材料の疲労過程においても圧延度によらず焼なまし材と同様に同一試片においても、おのおのの grain によって疲労結晶変形の進行の度合いが異なることがわかった。これは方位係数の影響によるものと考えられる。

(昭和41年7月13日 第5回X線材料強度に関するシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 平修二, 林建吉, 田中啓介, 材料, **15**, 879 (1966).
- 2) 平修二, 林建吉, 機械学会論文集, **32**, 389 (1966).
- 3) Hirsch, P.B., Acta. Cryst., **5**, 172 (1952).
- 4) 平修二, 林建吉, 材料, (1967) 掲載予定.
- 5) 仁田勇編, "X線結晶学(上)", p. 375 (1956) 丸善
- 6) Gay, P., and A. Kelly, Acta. Cryst., **6**, 165 (1953).
- 7) Keh, A.S., and S. Weissmann, "Electron Microscopy and Strength of Crystals," Chap. 5 (1963) John Wiley & Sons, New York.
- 8) Gay, P., P.B. Hirsch, and A. Kelly, Acta. Cryst., **7**, 41 (1954).
- 9) 平修二, 中西英介, 時政勝行, 日本材料学会第15期総会講演会前刷集, p. 109 (1966).
- 10) Klesnil, M., and P. Lukáš, J. Iron Steel Ins., **203**, 1043 (1965).
- 11) Grosskreutz, J.C., and P. Waldow, Acta. Met., **11**, 717 (1963).
- 12) Grosskreutz, J.C., and F.R. Rollins, J. Appl. Phys., **30**, 668 (1959).