620.179.152 : 539.43

X線による金属材料疲れ破壊に関する研究*

(炭素鋼加工材および Al-Cu 合金に繰返し応力が作用する場合の X 線
回折線半価幅, 残留応力, 組織およびかたさの諸変化について)

平 修二**, 本田 和男***, 山内 康平****

X-Ray Investigation on Fatigue Damage of Metals

(On the Changes in Half-Value Breadth of X-Ray Diffraction Line, Residual Stress,
Micro-Structure and Micro-Hardness for Cold Worked Carbon Steel
and Al-Cu Alloy in Fatigue Process)

by Shuji TAIRA, Kazuo HONDA, and Kohei YAMAUCHI

In the previous papers, the authors reported that the half-value breadths of metals read from X-ray diffraction lines changed with application of alternating stresses at a constant or varying stress amplitude. It was found that the $b/B - \log n/N$ (n/N is a cycle ratio) or the $b/B - \log \sum n/N$ ($\sum n/N$ is the summation of cycle ratios under a varying stress amplitude) relations were expressed by straight line, and offered a certain method of nondestructive prediction of fatigue life. On the other hand, in order to interpret the change in half-value breadth due to stress repetitions, we investigated the appearance of slip-bands that developed on the surface of the annealed carbon steel, and also observed the change in macro-residual stress in fatigue processes.

In the present investigation, we investigated the relation between change in half-value breadth and macro-residual stress, micro-structure, micro-hardness of cold worked carbon steel and age hardenable Al-Cu alloy, and discussed on the change in half-value breadth from the standpoint of the fatigue mechanism.

1. 緒 論

筆者らは既に各種の工業用金属材料に繰返し応力が作用する場合の疲れ程度と, X線回折線半価幅の値の変化との関係について系統的研究を行ない, その結果より疲れ程度の非破壊的予知法を提案するとともに⁽¹⁾ 他方炭素鋼の焼なまし材に繰返し応力が負荷された場合の残留応力, 組織およびかたさ等の諸変化を観察し疲れ機構との関連において半価幅の変化を解釈してきた⁽²⁾⁽³⁾. すなわち, 炭素鋼の焼なまし材に一定の大きさの繰返し応力が負荷された場合, 半価幅の値は応力繰返し初期において急激に増加し (半価幅の値の第1段階の増加), その後の応力繰返し期間においては漸増過程をたどり (半価幅の第2段階の増加), 破壊前再び大きく増加することが認められるが, 他方残留応力の値は上記半価幅の値の第1段階の増加過程におい

て常に著しい圧縮の残留応力が発生し, 半価幅の値の第2段階の漸増過程においては, 上述の圧縮残留応力は急激に減少し, 以後破壊にいたるまで変化を示さないことが明らかにされた. また半価幅の値の第1段階の増加過程において増加応力が負荷された場合においては, ($n_1/N_1 \leq 0.2$) 半価幅の値は一次的異状増加現象を示し, 他方残留応力の値にも再び大きな圧縮が現われる. 半価幅の値の第2段階の増加過程において増加応力が負荷される場合には, 半価幅の値は上の場合と同様の変化を示すが, 残留応力の値には見るべき変化を生じない. 逆に減少応力が負荷されれば, 半価幅の値には一次的な異状減少が認められるが, 残留応力の値には明確な変化は認められない. したがって筆者らはこれらの諸現象は直接または間接に疲れ現象の本質と関係するものと考え, 光学または電子顕微鏡によるすべり帯の観察およびかたさ等の測定結果との関連において考察を進めてきた⁽³⁾.

本論文においては, 炭素鋼加工材および時効硬化形の Al-Cu 合金 (24 S) については, 前述の諸変化はい

* 昭和36年4月5日 第38期通常総会議演会において講演, 原稿受付 昭和38年2月16日.

** 正員, 京都大学工学部

*** 正員, 岡山大学工学部 (岡山市津島).

**** 准員, 東洋工業会社.

かなる相関関係を示すかを調べ、その結果より加工材および 24S 材の疲れ過程における半価幅の変化を解釈するために、実験的な研究を行なったものである。

2. 実験方法

2.1 試験片および疲れ試験 本実験に用いた試験片は前報における場合と同様、0.07%炭素鋼⁽³⁾および Al-Cu 合金 (24S)⁽⁴⁾である。すなわち、0.07%炭素鋼丸棒を 900°C で 1 時間真空焼なまし後炉中冷却を行ない、所定の形状寸法 [第 1 図 (a)] に切削加工を施したものを旋盤加工材として採用した。また組織変化およびかたさ変化等の観察を容易にするために一部第 1 図 (b) に示すとき板試験片を用いた。すなわち試験片を加工仕上後、900°C で 1 時間真空焼なましを行ない、これに Jacquet の電解液を用いて電解研磨を施したものに約 10% の引張加工を施したものを加工材として採用した。この場合用いた試験機は、小野式回転曲げ疲れ試験機 (旋盤加工材の場合) および西原式板曲げ疲れ試験機 (10% 加工材の場合) であり、得られた耐久限度はおおの 23.5 kg/mm² および 20.5 kg/mm² である。

24S 合金の場合は直径 5 mmφ の線材とし、495°C の高温より常温の水中に水焼入れを行ない、常温において十分時効を行なったものを半価幅および残留応力の測定用試験片とした。また上の場合と同様の目的で一部第 1 図 (b) に示すとき板試験片を用いた。この実験に採用した試験機は、シュベニング式針金回転曲げ疲れ試験機 および 西原式板曲げ疲れ試験機であり、得られた耐久限度は 9.0 kg/mm² である。

2.2 半価幅および残留応力の測定 炭素鋼の旋盤加工材および約 10% 引張加工材の半価幅および残留応力変化の測定には、もっぱら平行 X 線方式の自動記録 X 線回折装置を採用し、応力繰返しの数段階において試験機の運転を中止し、Co の K α 線を試験片表面に

垂直および軸方向を含む平面内において、45 度方向より入射して得られる (310) 面回折線の K α_1 線のピーク位置より軸方向の残留応力値を求め、垂直方向より入射して得られた回折強度曲線より半価幅の値を測定した。

Al-Cu 合金 (24S) の場合においては、半価幅の測定にのみ自動記録式 X 線回折装置を採用し、Co の K α 線による (420) 面回折線を測定線に選んで半価幅の変化を求めた。他方残留応力の測定にはフィルム法を採用し、上述の場合と同様垂直および 45 度方向より X 線 (Co の K α 線) を入射して得られる 2 枚の (420) 面回折写真の K α_1 線のピーク位置より残留応力の値を求めた。なおこの場合標準物質として Ag の微粉末を採用し、K α_1 線のピーク位置の測定には自動記録式マイクロフォトメータを用いて黒化度曲線を得、これより中点法によって K α_1 線のピーク位置を求めた。

2.3 組織変化の観察およびかたさ変化の測定 組織変化の観察にはもっぱら光学顕微鏡により結晶粒内のすべりを観察した。またかたさの測定にはマイクロかたさ計を用いて実験を行なった。

3. 実験結果

3.1 炭素鋼加工材の場合の半価幅、残留応力およびかたさの変化 第 2 図 (a), (b), (c) は炭素鋼の旋盤加工材に耐久限度以上および以下の $\sigma = 25.5$ kg/mm², $\sigma = 23.5$ kg/mm² および $\sigma = 20.0$ kg/mm² の繰返し応力が負荷された場合の残留応力, $\sigma = 23.5$ kg/mm² および $\sigma = 220.0$ kg/mm² の繰返し応力が負荷された場合の半価幅ならびにかたさの変化を示したものである。すなわちこの場合においては半価幅、残留応力およびかたさ変化とともに応力繰返し数 N の増加とともにほぼ同様の変化を示すことが認められる。

第 3 図 (a), (b) には旋盤加工材に耐久限度以上の繰返し応力 $\sigma_1 = 23.5$ kg/mm² ($n_1/N_1 = 0.2$ および 0.6) が負荷されて後、増加応力 $\sigma_2 = 24.5$ kg/mm² が作用した場合の半価幅および残留応力の値の変化を示したものである。すなわち、この場合においても半価幅および残留応力の変化は、第 2 図 (a), (b) にみるごとき単純な減少過程をたどって破壊することが認められ、前報焼なまし材におけるごとき応力変動以後の短い応力繰返し期間における両者の異状現象は認められない。

第 4 図 (a), (b) は炭素鋼の焼なまし材に約 10% 引張変形を与えたものに、耐久限度以上において 1 段増加応力が負荷された場合の半価幅および残留応力の変化を示したものである。この場合においては第 3 図の場合と異なり、一定の大きさの繰返し応力が負荷され

(a) 小野式回転曲げ疲れ試験片

(b) 西原式繰返し板曲げ疲れ試験片

第 1 図 試験片形状寸法

た場合においては、半価幅および残留応力ともに単純な減少過程を示すが、増加応力が負荷される場合には一次応力繰返し比に依存して前報炭素鋼焼なまし材における場合と同様半価幅および残留応力の变化に一次的異状増加が現われる。しかもこの場合、残留応力の

一次的増加現象に対してはめいりょうな一次応力繰返し比依存性が認められる。

減少応力が負荷された場合の半価幅の値の変化に対しては、既に炭素鋼の焼なまし材について認められたとき半価幅の値の異状減少はわずかに認められるが、残留応力の値には見るべき変化は生じない。

3.2 Al-Cu 合金(24S)における半価幅、残留

応力およびかたさ変化について 疲れ過程における半価幅、残留応力およびかたさ等の諸変化に関する実験を行なう前に、一般に本材料は焼入れ後常温において時効処理を行なって実用に供せられるために、まず常温の時効過程における半価幅、残留応力およびかたさの諸変化について実験を行なった結果を示したのが第5図(a),(b),(c)である。すなわち半価幅およびかたさはともに常温時効数日の間に著しく増大し、その後の時効期間においてはほとんど変化を示さないことが認められる。他方残留応力の値は、逆に時効の初期において焼入れによって発生した圧縮の残留応力の値は著しく減少し、半価幅およびかたさの変化と同様だいたい常温時効数日以後は定状値を示すことが認められる。

第6図(a),(b),(c)は前述の炭素鋼加工材の場合と同様、試験片に耐久限度以上および以下の一定の大きさの繰返し応力が作用した場合の半価幅、残留応力およびかたさの諸変化を示したものである。この場合においては前報炭素鋼焼なまし材における場合と同様、半価幅の値は第1段、第2段および第3段階の増加過程を経て破壊すること

第2図 炭素鋼旋盤加工材における半価幅、残留応力およびかたさ変化

第3図 炭素鋼旋盤加工材に1段増加応力が作用した場合の半価幅および残留応力の変化

第4図 炭素鋼10%引張加工材に1段増加応力が作用した場合の半価幅および残留応力の変化

第5図 24S合金の常温時効過程における半価幅、残留応力およびかたさ変化

が認められるが、残留応力およびかたさの変化は、半価幅の値の第1段階の変化過程において圧縮の残留応力およびかたさの増加を示すが、半価幅の変化の第2段階の変化過程において上記2者の値は急に減少し、以後破壊にいたるまでともに変化を示さないことが認められる。

第7図(a), (b)には耐久限度以上 $\sigma_1=10.0 \text{ kg/mm}^2$ ($n_1/N_1=0.2$ および 0.5) が負荷されて後、増加応力 $\sigma_2=11.0 \text{ kg/mm}^2$ が作用した場合の半価幅および残留応力の変化を示したものであって、この場合においてもその変化の挙動は、上述の場合と同様炭素鋼焼なまし材におけると全く同様の変化過程を示すことが認められる。

3.3 組織変化について 第8図(a)~(f)は0.07%炭素鋼に約10%の引張変形をあたえた試験片に、耐久限度以上 $\sigma=21.0 \text{ kg/mm}^2$ の繰返し応力が負荷された場合の組織変化の一例を示したものである。

第6図 24S合金に一定の大きさの繰返し応力が作用した場合の半価幅、残留応力およびかたさの変化

第7図 24S合金に1段増加応力が作用する場合の半価幅および残留応力の変化

すなわち、10%の引張加工を施した試験片〔第8図(a)〕に繰返し応力が負荷されれば、第8図(b), (c)にみるごとく、特定の結晶粒内において既に初期加工において発生している波状のすべり帯間の非すべり領域において、細かい網目状のすべり帯が発生することが観察される。さらに応力繰返し数が増加すれば〔第8図(d), (e)〕上述のすべりは著しく進行し、かつ応力集中源(マイクロクラック)の存在によって発熱をみたと考えられる着色が観察される。また疲れによる変形が最も進行したと考えられる結晶粒と、ほとんど疲れによるすべりを伴っておらない結晶粒との粒界付近に副結晶粒の形成が認められる。第8図(f)は $N=5 \times 10^5$ における場合であって、粒界付近において割れと考えられる黒色部が発生している。

第9図(a)~(f)は24S材について上の場合と同様の観察を試みた結果であって、耐久限度以上 $\sigma=10.4 \text{ kg/mm}^2$ の繰返し応力が負荷された場合のすべり帯の発生の状態を示したものである。すなわち、この場合においては炭素鋼焼なまし材における場合と同様(Al-Cu合金の場合はその結晶形が異なるために、すべり面およびすべりの機構は異なることはいうまでもない)応力繰返しの初期においては、ほぼ平行に走る比較的鮮鋭なすべり帯が現われるが〔第9図(a), (b)〕、応力繰返し数の増加に伴ってその幅を増加し、半価幅の変化の第2段階における応力繰返し数においては、上記のすべり帯のおうとつが著しくなりすべり帯内にみぞを形成する(extrusion および intrusion 現象)ことが観察される。しかもこの場合、交差すべりを多数伴っていることが注目される〔第9図(d), (e)〕。第9図(f)は粒界付近におけるすべり帯の集中的発達の一例を示したものであって、この場合においても粒界における著しい応力の集中により、非疲れ結晶粒内に副結晶粒の発生が認められる。

4. 考 察

筆者らは前報において、低炭素鋼焼なまし材に繰返し応力が負荷された場合のX線回折線半価幅の変化、およびその回折面依存性、残留応力の変化およびその回折面依存性、光学および電子顕微鏡によるすべり帯の観察またはかたさ等の測定結果⁽⁸⁾より、従来の疲れ機構⁽⁵⁾⁻⁽⁷⁾に関する研究結果をも考慮に入れて、疲れ過程におけるX線回折線半価幅の変化について筆者らの考えを述べてきた。しかしながらこれまでの論文においても再三述べてきたごとく、筆者らが追求してきたX線回折線半価幅、およびX線によって求める残留応力の値

(a) $N = 0$ (b) $N = 10^5$ (c) $N = 10^5$ (d) $N = 3.5 \times 10^5$ (e) $N = 3.5 \times 10^5$ (f) $N = 5 \times 10^5$

$\sigma = 21.0 \text{ kg/mm}^2$, $\sigma_w = 20.5 \text{ kg/mm}^2$, 倍率 $\times 500$

第 8 図 組織変化 (炭素鋼加工材)

(a) $N = 10^5$ (b) $N = 10^5$ (c) $N = 10^5$ (d) $N = 3 \times 10^5$ (e) $N = 3 \times 10^5$ (f) $N = 3 \times 10^5$

$\sigma = 10.4 \text{ kg/mm}^2$, $\sigma_w = 9.0 \text{ kg/mm}^2$, 倍率 $\times 800 \times \frac{5}{6}$

第 9 図 組織変化 (24S材)

が本質的に材料内部に存在する応力(結晶格子ひずみ, 変形機構)といかなる対応を示すものか⁽⁸⁾⁻⁽¹¹⁾, および疲れ機構に関する基本的な諸問題等がまだ不明の点が多いため, 半価幅の変化を完全に解釈することは不可能に近い。したがって本論文においても, 前報までにおけると同様炭素鋼加工材および Al-Cu 合金(24S)に繰返し応力が負荷された場合のX線回折線半価幅, 残留応力, 組織およびかたさの諸変化等について実験的研究を行なった結果に基づき, 炭素鋼加工材および Al-Cu 合金における半価幅の変化について考えることにする。

4.1 炭素鋼加工材について 炭素鋼加工材に耐久限度以上の大きさの繰返し応力が負荷された場合においては, 応力繰返しの初期〔第8図(b), (c)〕において引張加工によるすべり帯に近接して網目状の細かいすべりの発生が認められることから, 初期加工によって形成されたすべり帯間の un-slipd region, すなわち, 非加工硬化領域において疲れによるすべりが進行し, これが初期加工によるすべり帯と交差し, すべりの進行が妨げられるために網目状を呈するものと考えられる。したがってこのような事実より考えて加工材に耐久限度以上の繰返し応力が負荷されれば, 疲れすべりが進行する特定の結晶粒内に疲れすべりによる・回復現象が起るものと考えられる。すなわち, 応力繰返しの初期における半価幅, 残留応力およびかたさの著しい減少現象は説明し得る。

半価幅の値の第2段階の減少過程においては, 上述の現象はさらに進行し〔第8図(d), (e)〕, 最も疲れが進行していると考えられる結晶粒に隣接する unfatigued grain 内において副結晶粒が生成される事実および結晶粒の着色等から考えて, この段階においては, 疲れすべりの進行に伴ってこの領域内のミクロストレスの回復をさらに進行せしめるとともに, 応力集中源となるマイクロクラックが発生し, これが応力集中源となり, 疲れによるすべりを進行せしめ周囲のミクロストレスを弛緩せしめるとともに, 局所的に一部再結晶を起すものと考えられる。したがって半価幅の値の第2段階における減少過程においては, マイクロクラックの寄与をも考慮に入れた回復(一部再結晶を伴う)の段階と解釈することができる。すなわち上記の事実より解釈すれば, 残留応力およびかたさ変化に対してもいちおう合理的に説明することが可能である。

次に負荷応力が変動する場合についてであるが, 旋盤加工のごとき強度の加工を施せば, 材料内部に極度のミクロストレスが蓄積されるために, 焼なまし材において認められたとき増加応力の作用点における半

価幅および残留応力値の変化に対しては, 前述の回復の現象が優先的に現われるために, 異状増加の現象は認められないものと考えられる。しかしながら10%引張加工のごとき軽度の加工を受けた材料においては, 結晶粒内に蓄積されているミクロストレスが少なく, 応力繰返しの初期においてその大部分が回復を起してしまうために, 焼なまし材において述べたと同様の効果, すなわち増加応力作用点近傍において, 残留応力および半価幅ともに一時的な異状増加の現象を示し, しかもこの異状は一次応力繰返し比 m_1/N_1 に依存するものと解釈される。

4.2 24S材料について 本材料は焼入れ後常温において時効を行なえば, X線回折線半価幅およびかたさは常温時効5日ぐらいまでの間に著しく増大するが, 焼入れによって生じた圧縮の残留応力の値は逆に減少する。この現象に対しては一般的に次のごとく考えることができる。すなわち, Al-Cu 合金(24S)を高温(溶体化温度)において加熱すれば, 状態図より明らかなごとくAlの母格子中にCu原子が完全に固溶し, 水焼入れを行なうことによって過飽和の固溶体を造ると同時に, 高温において平衡数だけ存在していた格子欠陥(原子空孔等)は低温に凍結されることになる⁽¹²⁾。しかもこの場合その数は冷却時における温度こう配より考えて表面において欠陥の数は最大となることが考えられる。したがってこのように解釈すれば焼入れによる圧縮の残留応力の発生は説明することができる。しかしながらこのような状態にある材料は不安定であって, 上記の格子欠陥はそのまわりの応力場の影響を受けて結晶粒界, または結晶の表面等に吸収または散逸することが考えられると同時に, Alの特定の格子面(100)上に凝析出が起ることが考えられる⁽¹³⁾。したがって本材料は時効過程において圧縮の残留応力は減少し, 半価幅およびかたさは逆に増加するものと考えられる。

焼入れ後常温において十分時効を行なった試験片に, 一定の大きさまたは変動する繰返し応力が負荷された場合の半価幅, および残留応力等の諸変化については, 前報および実験結果の項において述べたごとく, だいたい炭素鋼の焼なまし材における場合と同様の変化を示す。したがって24S材の場合においては, 前報における炭素鋼焼なまし材⁽²⁾の場合と全く同様に考察することができる。以下簡単に概略を述べる。

すなわち, 試験片に耐久限度以上の大きさの繰返し応力が負荷されれば, 第9図(a), (b), (c)にみるごとく特定の結晶粒内においてだいたい一定方向に走る比較的幅広いすべり帯が現われる。このようなすべり帯

が発生すれば, すべり面〔たぶん面心立方格子の(111)面と予想される〕上に転位がたい積することが考えられ, したがってこの過程, すなわち応力繰返しの初期においてはX線回折線半価幅およびかたさともに上昇するものと考えられる。圧縮の残留応力の発生の原因については, 既に前報において述べたごとく, 疲れ変形の機構と密接な関係があるものと考えられる。すなわち第9図に示すごとく繰返し応力によって生ずるすべり帯は著しい striation を伴い, したがって試験片表面層と内層との間に圧縮の残留応力が生ずるものと考えられる。半価幅の変化の第2段階の漸増過程においてかたさおよび圧縮の残留応力の値は急激に減少する。すなわちこの段階においては第9図(d), (e)にみるごとく, すべり帯の striation はますます著しくなり, めいりょうな extrusion および intrusion の現象を示すことから考えて⁽¹⁴⁾, この過程においてはこれら extrusion および intrusion 底にマイクロクラックが発生し, このために上述の圧縮の残留応力は消失するものと考えられる。他方半価幅の値は, マイクロクラックの影響を受けて応力繰返し数の増加に伴って(マイクロクラックによるX線の散乱)その幅を増加するものと考えられる。

また疲れ過程において増加または減少応力が負荷された場合の半価幅および残留応力の変化に対しては, 前報におけると同様⁽¹⁾⁽²⁾すべり機構およびマイクロクラックの存在を考慮すれば説明することが可能である。

5. 結 論

以上炭素鋼加工材および24S材について半価幅, かたさ, 残留応力および組織変化を調べた結果だいたい次のごとく結論が得られる。

(1) 炭素鋼加工材に繰返し応力が負荷されれば, 半価幅, 残留応力およびかたさともにほぼ対応して減少する。すなわち応力繰返しの初期における著しい減少は, 組織変化より判断して繰返し応力による回復現象によるものと考えられる。応力繰返しの第2段階における減少は, 上記の回復現象の進行とこの段階において発生する微視的割れによる両者の影響を受けているものと解釈される。

(2) 軽加工を受けた炭素鋼においては, 応力繰返

しの初期において蓄積されているミクロストレスの大半は, 回復を起すために半価幅, 残留応力およびかたさともにほとんど焼なまし材の場合と同様の値近くまで減少し, 以後の応力繰返し期間においてはめいりょうな変化を示さない。

(3) 強加工を受けた炭素鋼材に1段増加または減少応力が負荷されても, 焼なまし材において認められたごとく半価幅および残留応力変化の異状は現われない。この現象に対してはミクロストレスの減少による影響が優先するためと考えられる。

(4) 軽加工を受けた炭素鋼材に1段増加応力が作用すれば, 一次応力繰返し比に依存して残留応力の値の変化に異状現象があらわれる。この現象に対してはマイクロクラックの存在を考慮すれば説明し得る。

(5) 24S材の常温時効過程における半価幅, 残留応力およびかたさの変化に対しては, 熱応力の発生の機構および凝析出の両効果を考慮すれば説明し得る。

(6) 24S材の疲れ過程における半価幅および残留応力の変化は, 全く炭素鋼の焼なまし材における場合と全く同様の変化を示す。したがって本材料においても炭素鋼焼なまし材における筆者らの考えに基いて説明し得る。

文 献

- (1) たとえば平・本田, 機械学会論文集, 28-188 (昭 37-4), 452.
- (2) 平・本田・松木, 機械学会論文集, 28-194 (昭 37-10), 1335.
- (3) 平・本田・阿部, 材料試験, 11-110 (昭 37-11), 699.
- (4) 平・本田・松木, 機械学会論文集, 29-197 (昭 38-1), 6.
- (5) W. A. Backofen, *Fracture, Proc. Inter. Conf. on the Atomic Mechanisms of Fracture, held in Swampscott, Massachusetts, (1959-4-12~16)*.
- (6) A. H. Cottrell & D. Hun, *Proc. Roy. Soc. Lond., Ser. A*, 242 (1957), 211.
- (7) N. F. Mott, *Acta Met.*, 6 (1958), 195.
- (8) V. Hauk, *Arch. Eisenhütten Wesen*, 25 (1954), 273.
- (9) E. Macherauch & P. Müller, *Z. Metall-kde.*, 49 (1958), 324.
- (10) G. B. Greenough, *Proc. Roy. Soc. Lond., Ser. A*, 197 (1947), 556.
- (11) R. Glocker & E. Macherauch, *Naturwiss*, 44 (1957), 532.
- (12) T. Broom, *Advance in Physics*, 3 (1954), 26.
- (13) 日本金属学会結晶分科会編 転位論の金属学への応用, (昭32) 丸善.
- (14) J. J. Gilman & W. G. Johnston, *Dislocation and Mechanical Properties of Crystals*, (1957), 116, New York.