



Title	アルミニウム・銅合金の優先析出について
Author(s)	竹山, 太郎; Takeyama, Taro; 幸田, 成康 他
Citation	北海道大學工學部研究報告, 22, 35-59
Issue Date	1959-12-20
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/40660
Type	departmental bulletin paper
File Information	22_35-60.pdf



アルミニウム・銅合金の優先析出について

竹山 太郎

幸田 成康

(昭和34年9月30日 受理)

Preferred Precipitation in an Aluminium Copper Alloy

Taro TAKEYAMA

Sigeyasu KODA

Synopsis

Precipitation in an aluminium-copper alloy, containing 4.03% copper, was investigated by electron microscope with the object of studying preferred precipitation in individual dislocation. Since dislocations exist in slip lines, grain boundaries, and sub-grain boundaries (low angle grain boundaries), all these phenomena were examined.

The Burgers vectors of these dislocations were deduced with the aid of the following assumptions: (1) the precipitate θ' phase in general becomes nucleated preferentially only at an edge dislocation (cf. the strain interaction of solute atoms with dislocations); (2) the orientation of the θ' phase will be such as to relieve the principal stress at the dislocation; thus, knowing this orientation from the photographs, the direction of the Burgers vector can be deduced; (3) the precipitates are formed on $\{100\}$ matrix planes.

Photo. 1~Photo. 3 show preferred precipitation in grain boundary.

Photo. 3~Photo. 6 show preferred precipitation in sub-grain boundary.

Photo. 7~Photo. 10 show preferred precipitation in slip line.

Photo. 11~Photo. 22 show preferred precipitation in individual dislocation lines.

目 次

I. 緒 論	36
II. 転位に析出する優先析出の方位	36
III. 試 料	37
VI. 実験結果並びにその考察	37
(1) 結晶粒界上の優先析出	37
(2) 副結晶粒界上の優先析出	38
(3) じり帯における優先析出	39
(4) 単独転位線上の優先析出	41
V. 総 括	46

I. 緒 論

時効性アルミニウム合金を焼入による過飽和固溶体から、焼戻時効によつて析出させると、結晶粒界、副結晶粒界および活動したすべり帯には優先析出が起り易いことは、すでに光学顕微鏡によつて示されている^{1,2)}。近年電子顕微鏡の発達により、個々の微細な析出物が観察出来るようになったため、R. Casting and A. Guinier³⁾, H. Nishimura and Y. Murakami⁴⁾, R. Casting⁵⁾, H. Wilsdorf and D. K. Wilsdorf⁶⁾, G. Thomas and J. Nutting⁷⁾, T. Takeyama and S. Koda⁸⁾ および P. A. Jacquet and E. Mencarelli⁹⁾ 等によつて主として Al-Cu 合金の優先析出が上記の場所に析出する状態を観察したばかりでなく、単独の転位線上の優先析出も観察された。

合金の優先析出の状態を研究することは、析出および時効の機構を知る上においても、また粒間腐食や応力腐食の問題の解決に対しても非常に重要な問題であり、さらに研究の必要性が強調される。

この報告は 4% 銅を含むアルミニウム合金を用い、焼入による過飽和固溶体を適当な時効温度で焼戻したとき、前記の種々の合金内の格子欠陥にて優先析出する個々の析出物の様子を電子顕微鏡を用いて詳細に観察したものである。

II. 転位に析出する優先析出の方位

Al-4% Cu 合金を溶体化処理したのち、焼入・焼戻を行つた場合、過飽和固溶体から析出して来る θ' 相 (CuAl_2) は、母体格子の $\{100\}$ 面に析出する。この析出物が転位の存在している場所で優先的に析出するのは、溶質原子と溶媒原子との原子半径の差が大きいと、転位と溶質原子との歪相互作用にもとづいて(コッレル効果)¹⁰⁾、刃状転位、または刃状転位に近い混合転位のところで生ずると考えられる。したがつて優先析出によつて認められる転位の痕跡は、この種の刃状転位のあるところに限られる。ラセン転位は析出物の形成に殆んど役立たないだろう。この刃状転位上の優先析出面については、Wilsdorf and Kuhlman-Wilsdorf が示した如く、転位によつて生じた圧縮歪が、析出核の形成によつて応力緩和に役立つような結晶格子面に生ずる。Al-Cu 合金の析出物 θ' 相は、前述の如く母体結晶格子の $\{100\}$ 面に析出する性質をもっているから、この定まつた析出面のうちで、とくに析出によつて最も応力を緩和するような特定の面が、優先析出の面となるであろう。たとえば Fig. 1 に示す如く、 $\bar{1}11$ 面上で $[\bar{1}10]$ 方向のバーガースペクトルをもつ $[11\bar{2}]$ 方向の刃状転位を考えると、この転位線上の優先析出面は、この転位によつて作られる圧縮歪の生じている特別な面、すなわち $(\bar{1}\bar{1}0)$ 面に析出するのが最も転位の圧縮歪を緩和するのであるが、Al-Cu 合金では、このような面 $\{110\}$ は析出面にならない。したがつてこの $(\bar{1}\bar{1}0)$ 面に出来るだけ近い角度になるような析出面 $\{100\}$ に析出する。一般には析出物は (100) 面、(010) 面、(001) 面、の三面に均等に析出するはずであるが、

Photo. 1, 2 および 3 は結晶粒界における優先析出を示した代表的な写真である。この試料は 530°C から水焼入したのち、250°C で 3 時間または 4 時間時効したときの結晶粒界を示したものである。すべて粒内ではまだ小さい板状析出物(中間相 θ') が認められるが、粒界にはすでに巨大な析出物(安定相 θ) が認められる。粒界および粒界附近には帯状の低濃度帯を生じ、一般に微細な析出物が認められない。粒界上の巨大析出物は粒状化しているものが多く、いずれの粒にも属さず方位もあきらかでない。

Photo. 2 はとくに粒界上の優先析出の影響によつて、低濃度帯が広く析出物(θ') の認められない範囲が広い。このような粒界近傍の低濃度帯の広さは、左右の結晶粒の方位ならびに粒界の方位に関係があるだろう。

(2) 副結晶粒界上の優先析出

副結晶粒界は Fig. 2 に示す如く転位の集合からなる転位壁によつて形成された境界であると考えられるから、この副粒界も結晶粒界同様析出を促進させる。Castaing および Wilsdorf and K. Wilsdorf 等は同じく Al-Cu 合金を用いて、副粒界上の優先析出によつて副結晶粒子を示している。著者等の観察した Photo. 3 および Photo. 4 は試料を 530°C から焼入したのち、250°C で 4 時間時効したときの副結晶粒界上にみとめられた優先析出を示したものである。副結晶粒界については Fig. 2 に示す如く刃状転位の壁によつて作られていると考えられるから、試料表面上にあらわれている析出物の列は、その 1 個または数個のグループの析出物が^{*}、各刃状転位の 1 本 1 本に対応したものと考えられる。これらの試料は焼入後 4 時間も時効したものであり、時効が相当進んだ状態であるため、析出物の凝集がすでに起つていることも考えられるから、析出物が転位と対応しているとみなすことは困難であるかもしれない。かりに対応しているとして、析出物間の距離 $h = 3000 \sim 5000 \text{ \AA}$ 、アルミニウムの格子常数 $b = 4.049 \text{ \AA}$ より左右の結晶粒の方位差角 θ は (1) 式であたえられる。

$$2 h \tan \theta/2 = b \quad (1)$$

$\theta' \approx 5' \sim 10'$ が得られた。

実際に副粒界をはさむ両結晶粒子内の析出物のそれぞれ対応する方位は、写真からは、まったく等しく、方位差角を実測することは不可能である。傾き角は妥当な値を示しているであ

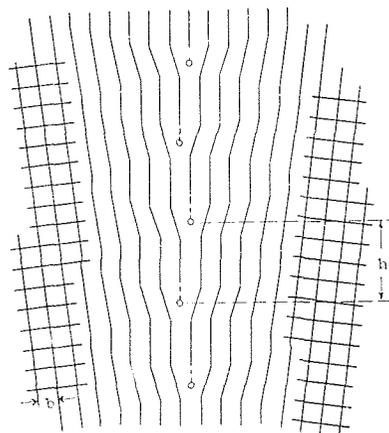


Fig. 2. Model of a sub-boundary as a line of dislocation.

* 後述の結晶内の単独転位の所で述べるが、刃状転位と試料との傾斜角度の大小によつて、1つの転位から発生した数個の析出物が、1個乃至数個試料表面上に認められる。

ろう。

また副粒界における優先析出面は、前述の如く転位の方位により決り、可能な三つの析出面のうち二面に析出する。Photo. 3 および Photo. 4 の如く試料表面が(001)面に殆んど平行の場合で、優先析出面が(001)面と(010)面または(001)面と(100)面となる場合は、(010)面および(100)面に析出した析出物のみが夫々列をなして副粒界を示している。優先析出の面より前述の仮定をもとにして、転位壁をなす転位線の方位を求めると、Photo. 3 および Photo. 4 に示す副粒界はそれぞれ(111)面上でパーガースペクトルが $[0\bar{1}1]$ および $[10\bar{1}]$ で、 $[\bar{2}11]$ および $[1\bar{2}1]$ 方向の転位またはこれに近い方向の刃状転位の壁であることが推定される。

Photo. 5. Photo. 6 は時効時間がごく短かく、副結晶粒界にのみ優先析出し母体格子内にはまだ析出が生じないような短時間の熱処理(530°C. から水焼入したのち、250°C. で8分間時効)によつて得られた副結晶粒界上の優先析出を示したものである。この試料はさきの試料とは異なり、合金を黒鉛棒中に入れて再溶解し、一端から徐々に冷却凝固させる方法で作成した単結晶である*。この方法で作成した合金単結晶は非常に偏析が大きいののでこの偏析を除くため、共晶温度(548°C)で長時間加熱、焼鈍したのち必要な熱処理を行つた。凝固法で作成したため、試料の樹状晶の境界が副粒界となつて残るものである。試料は時効がごく初期のため、析出物は殆んど粒内には認められず、副粒界を核としての優先析出のみが認められる。この場合副粒界上の析出物はまだ相互に凝集し合わないものとし、また試料面で切られる1個の析出物(Photo. 6)または数個の析出物のグループ(Photo. 5)が転位線の1本1本と対応していると考えられる。

Photo. 5 に示す副粒界は、試料面(001)上ではほぼ $[100]$ 方向に(010)面上の優先析出が数拾 μ 以上の長さにわたつて、列をなして析出している様子が観察された。したがつて試料面を(001)面としてさきに述べた仮定にしたがつて、転位方向を推定すると、この副粒界は(111)面上で、パーガースペクトル $[0\bar{1}1]$ 方向で $[\bar{2}11]$ 方向の転位よりなる転位壁で作られた副粒界に析出している状態を考えることによつて説明される。

Photo. 5 の場合は、転位線が試料表面と浅い角度で交わつており、1本の転位から2, 3個の析出物が認められる**。したがつて副粒界の方位差角は、析出物のグループが図に示す如く1本の転位線を示しているものとして、転位間の間隔より計算される方位差角は約 $6'$ が得られた。

Photo. 6 は転位壁が試料表面と大きな角度で交わつている場合で、1個の析出物はそれぞれ1本の転位を示しているものと考えられる。析出物が(010)面と(100)面とに析出しており、したがつてこの副粒界は、パーガースペクトル $[1\bar{1}0]$ 方向の $[11\bar{2}]$ 方向の転位壁からなると考えられる。計算される方位差角は約 $15'$ 位である。

(3) 沁り帯における優先析出

合金は焼入の際の熱歪、あるいは焼入後の加工によつて沁り帯が生ずると、そこは転位密

* 後述の合金内単独転位上の優先析出と同一試料である。

** 後述の単独上の転位線の優先析出の頂参照。

成長するようになる。

Photo. 9 は Photo. 8 と同様迂り帯上の優先析出を示したもので、迂り帯の中が広くまた迂り帯では析出物が二つの面に析出しているに反し、迂り帯でない所は三面に析出した状態を示している。迂り帯上には微細な析出物が多数みとめられる。

Photo. 10 は 530°C. から水焼入したのち、250°C. で 30 分時効した試料である。代表的な迂り帯上の優先析出を示したものである。迂り帯上のみ析出物がみとめられ、迂り帯以外の部分はまだ析出がみとめられない段階である。ただ不可解な点は Fig. 4 にステレオ投影法による解析によつて示す如く、この迂り帯は一つ aa が (111) 面であるが、他の一つ bb は (100) 面に一致している点である。

(4) 単独の転位線上の優先析出

Al-Cu 合金の如く溶質原子と溶媒原子との原子半径の差の大きい合金においてはとくに、焼入による過飽和固溶体から焼戻す場合、熱処理条件の如何によつては、析出物は単独の転位線を核として析出することが考えられる。析出物が結晶内の単独転位を核として析出する状態を電子顕微鏡によつてレプリカ法で観察するためには、

(1) 主として転位においてのみ優先析出が起り、母格子には析出を生じないか、又は転位における析出と母格子内における析出とか区別出来るような熱処理を行うこと。

(2) 転位網を形成している各刃状転位線が試料表面とわずかな角度で交わっているか、又は試料表面直下で試料面に平行か、ほぼ平行に存在していることが必要である。

これらの条件が満され、析出物が転位線上を核として生じていることをあらわすには、析出物の一群がある方向をもつて密に特定の面に析出し、しかもそれが結晶内で主として終つてゐることである。また各析出群は 1 本の転位線の痕跡を示すものとして、単位面積当り合理的な転位線密度を有するなら、これらの析出物は転位線を核として発生したものと考えられる。その位置は結晶内の転位線の痕跡を示すものといえるであろう。

Photo. 11~Photo. 22 に示す一連の写真は、以上の見地より観察した析出物の転位線上の優先析出より合金内の転位の痕跡を示したものである。また、転位網の一端をも示している。以下の観察に用いた試料は Al-Cu 合金単結晶であり、充分溶体化処理を行つたのち水焼入し、ただちに 250°C の塩浴中で 8 分間時効させたものである。この熱処理は非常に微妙で再現する

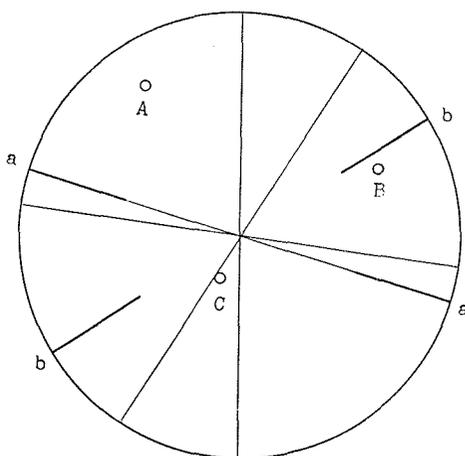


Fig. 4. Stereographic projection of Photo. 10.

Key

A, B, C: Pole of the {100} planes.

Fine lines show {111} planes.

Thick lines show slip lines.

aa: Show (111) plane.

bb: Show (100) plane.

のは仲々困難である。

Photo. 11 および Photo. 12 に示す写真は、Fig. 5 に示す如く合金内の転位線が試料表面と少し傾いた角度で通っているような転位線上に優先析出した例である。Fig. 5 に示すような転位網のうちで、刃状転位 AA' 上に析出した優先析出物は、Fig. 6 に示す如く一部が試料表面で切られるから Fig. 7 に示すように、写真面上では大きい析出物から小さな析出物へ、次第に順に列をなして或る方向に並んでいるように観察される。この場合、見掛の最大の大きさの析出物はその時効におけるほぼ真の大きさを示しているだろう。250°C で 8 分時効したとき転位線上の析出物の直径は最大 0.4μ である。面心立方格子において、最も普通に存在し得ると考えられている刃状転位は、第 1 図に示す如く $\{111\}$ 面上でパーガースベクトル $[10\bar{1}]$ 方向の $[1\bar{2}1]$ の方向の転位である。

Photo. 11 および Photo. 12 に示す転位は $[1\bar{2}1]$ 方向のものおよびその少しく変位した刃状転位線上に優先析出したものであることを示している。Fig. 8 に示す如く転位線 AA' と試料表面とのなす角を θ とすれば

$$AA' = A'O / \cos \theta \quad (2)$$

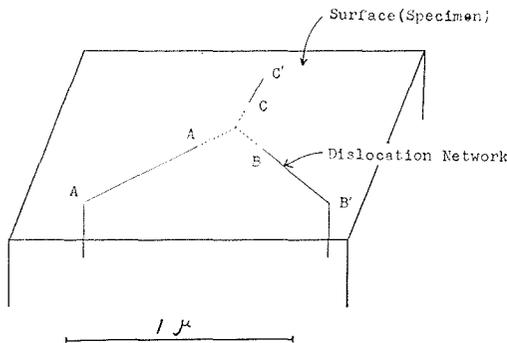


Fig. 5. Model of a dislocation network in a specimen.

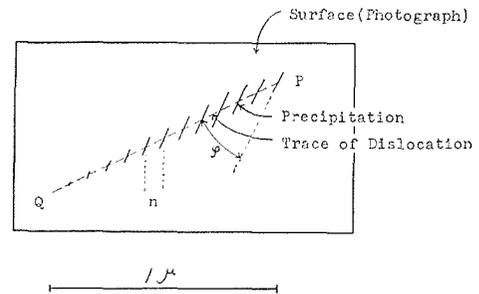


Fig. 7. Model of preferred precipitations on a dislocation line (on a photograph).

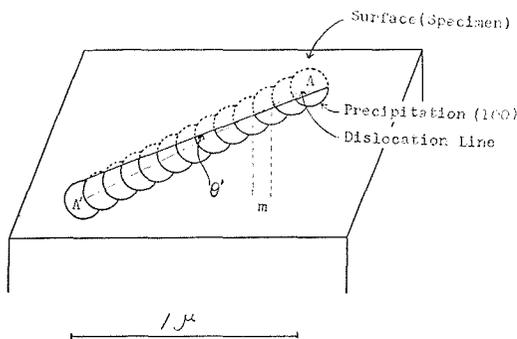


Fig. 6. Model of preferred precipitations on a dislocation line. (on a specimen surface).

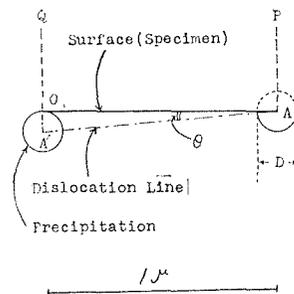


Fig. 8. Model of preferred precipitation on a dislocation line. (relation between a dislocation line and size of a precipitate).

また転位線上に析出している数個または拾数個の析出物の距離 m は

$$m = n/\cos \theta \quad (3)$$

析出物によつて痕跡として観察される見掛の転位線は、転位線の試料表面上への投射角 θ およびその投影影の $\{100\}$ 面とのなす角 φ によつて決安される。(Fig. 7, Fig. 8) 代表的な $[1\bar{2}1]$ の転位線に対しては、試料面が (001) であると、 $\theta = 24.3^\circ$ $\varphi = 26.6^\circ$ であるが、一般にみとめられる痕跡では、 θ および φ は小さく $[1\bar{2}1]$ 方向から少し変位していることがわかる。観察されたこの種の転位は、全長を示しているものとはいえないが 1μ 前後のものが多い。また転位線上の析出物の間隔は $1000 \text{ \AA} \sim 500 \text{ \AA}$ 位である。

Photo. 12 および Photo. 13 に示す優先析出は、別の種類の転位外上の優先析出である。Fig. 9~Fig. 11 に図示した如く、転位線が合金の試料表面直下にあつてはほぼ平行に結晶内部に存在している場合である。Fig. 9 は Fig. 5 と同様に結晶内転位網を示したもので、 AA' 、 AB 、 AC のうちで刃状転位線 AA' は試料表面直下で平行に通つており、他の転位線 AB および AC は試料面と大きな角度をなして交わつている様子を示したものである。Fig. 10 は Fig. 6 に示したと同様に板状析出物が結晶内で転位線 AA' を核として、 (100) 面上に平行に並んで析出している状態を示したものである。この各析出物を転位線に平行な試料面で切つた状態が Fig. 11 である。転位線が結晶内部で表面と平行にあるため、1 群の析出物は表面で切られ、時刻に相当する析出物よりやや小さいが同じ大きさで観察される。並んでいる一群の析出物の長さ PQ は転位線の真の長さを示しているであろう。転位線の長さは大体 $1\mu \sim 2\mu$ であり 1μ 前後のものが多数みとめられた。

この Photo. 13 および Photo. 14 に示す転位線の方法は、析出物より見て、 $[100]$ 方向

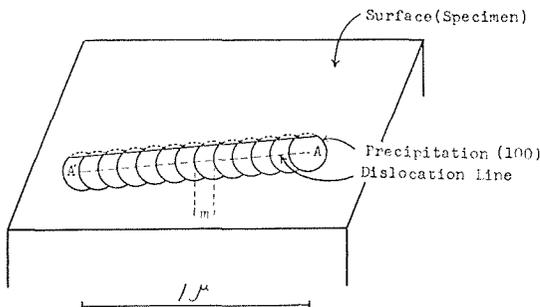


Fig. 10. Model of preferred precipitations on a dislocation line (on a specimen surface).

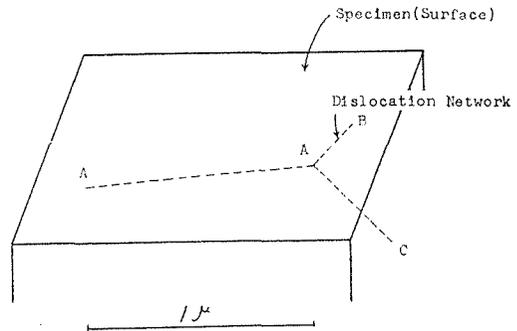


Fig. 9. Model of a dislocation network in a specimen.

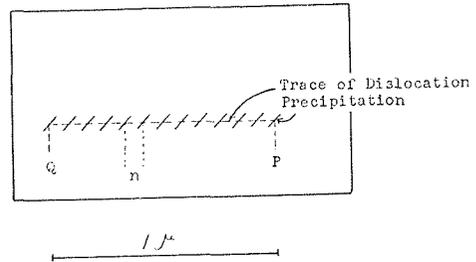
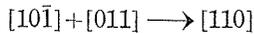


Fig. 11. Model of preferred precipitations on a dislocation lines (on a photograph).

と $[101]$ 方向との二等分線方向, すなわち $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方向の転位と $[110]$ 方向の転位とが多く存在していることがわかる。面心立方格子における転位については Fig. 1 に示すように (111) 面において $[1\bar{2}1]$, $[\bar{2}11]$ および $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方向であり, そのバーガースベクトルはそれぞれ $[10\bar{1}]$, $[0\bar{1}1]$ および $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方向である。このうちで $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方向の転位はラセン転位である。したがってコットレル効果を示さないであろうから, Photo. 13, 14 に示すような優先析出は生じないであろう。

Thomas および Nutting 等は著者等の観察したと同じような析出群に対し, (111) 面上で $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方向のバーガースベクトルをもつ $[11\bar{2}]$ 方向の転位壁を考えているが, これでは良く説明されない。著者等はこの (001) 面上で $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方向の優先析出による転位の痕跡について Lomer-Cottrell の不動転位を考えた。すなわち Fig. 12 に示す如く, (111) 面上で $[10\bar{1}]$ 方向のバーガースベクトルをもつ刃状転位と, $(1\bar{1}\bar{1})$ 面上で $[011]$ 方向のバーガースベクトルをもつ刃状転位とが (111) 面と $(1\bar{1}\bar{1})$ 面との交線 $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方向に平行であるとき, この二つの転位は互に引き合つて, 交線 $[\bar{1}\bar{1}0]$ で出合い, 新しい転位 $[110]$ となる。



すなわち (001) 面上で転位は $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方向のバーガースベクトルをもつ $[110]$ 方向の刃状転位が考えられる。この刃状転位上の優先析出と考えた。この場合, 刃状転位による圧縮歪を受け

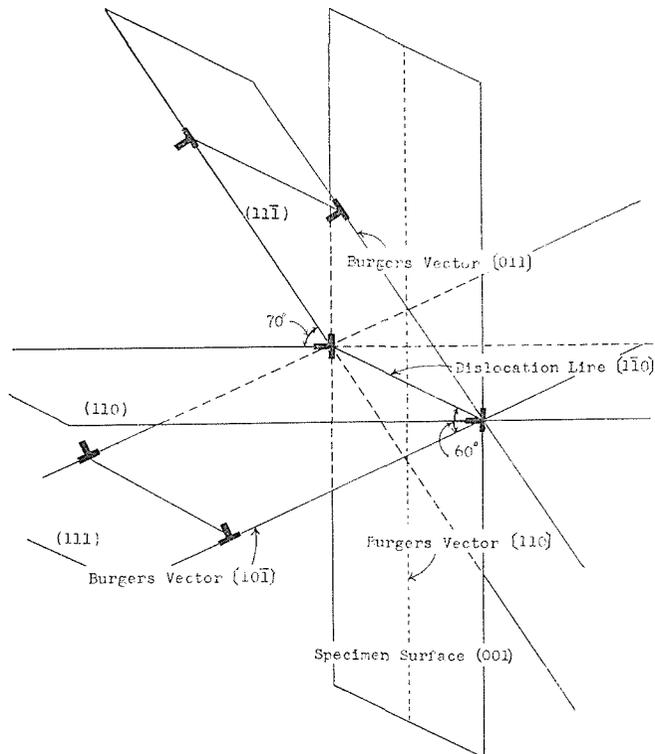


Fig. 12. Lomer-Cottrell type sessile dislocation.

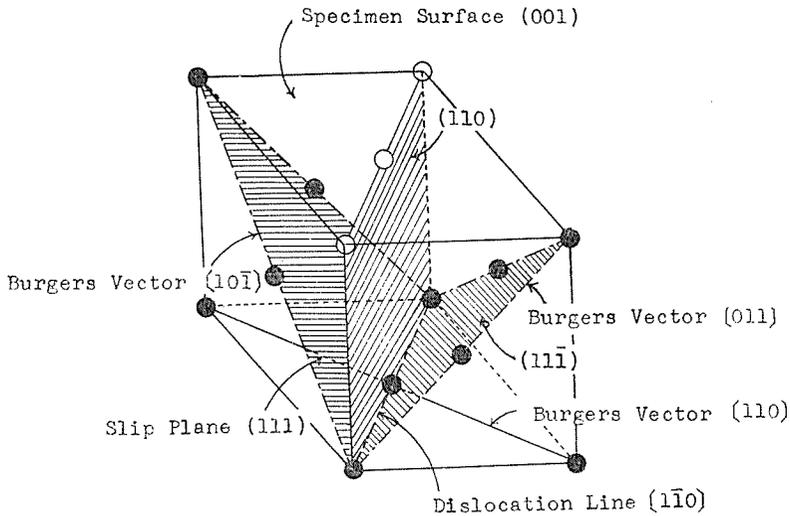


Fig. 13. Model of a sessile dislocation in a face centered cubic lattice.

る特別の原子面は, Fig. 13 に示す如く (110) 面である。この面は (001) 面に垂直である。したがって転位 $[\bar{1}10]$ を核として析出する場合, 析出物は (100) 面および (010) 面に形成される方が (001) 面に析出するより, 格子の圧縮歪を回復し易い。転位 $[\bar{1}10]$ の優先析出面は (100) 面および (010) 面となる。転位 $[\bar{1}10]$ に直角な $[110]$ 方向の転位線に対しても, まったく同様に解決される。

Photo. 13 および Photo. 14 に示す転位線を見ると, 全体としてあきらかにある規則性をもった配列をなしていることが感ぜられる。すなわち, みとめられないラセン転位を考慮すると, 合金内で転位網が形成されていることが推定される。転位網の形状については明らかでないが観察された転位の痕跡はそれぞれ転位網の一端を示しているであろう。

Photo. 15~Photo. 22 に示す写真は, 二つまたはそれ以上の刃状転位(ラセン転位組成を幾分含んだ刃状転位を含む)が合致した状態を示したものである。種々の角度のものが得られている。Fig. 14 に示す面心立方格子の転位網と対比して, 合金内の転位網を示すものといえるであろう。

以上転位線上に優先析出する代表的な写真より合金内の転位の痕跡を示したが, 一般に転位線の長さは 1μ 前後であり, ときとして 2μ 以上の長いものもみとめられた。析出物は $1000\text{ \AA} \sim 500\text{ \AA}$ の間隔でほぼ均一に転位上に析出している。

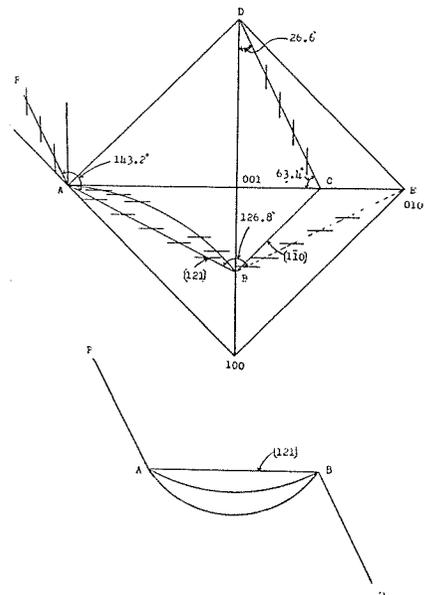


Fig. 14. Model of preferred pre cipitations on a original dislocation network of $\{113\}$ type.

転位線の平均間隔は数 μ 程度であり、これは単位面積当り $10^7/\text{cm}^2$ で推定される合金の転位線密度にほぼ一致している。

V. 総 括

アルミニウム・4%銅合金を過飽和固溶体より焼戻した場合、析出物が結晶粒界、副結晶粒界、活動している γ 帯および結晶内に存在する単独転位上に優先析出する現象を、電子顕微鏡で観察した。

転位線を核として優先析出するのは、転位と溶質原子との歪相互作用にもとづいて生ずる(コッレル効果)。この場合析出物は、刃状転位によつて作られた圧縮歪が析出することによつて、緩和されるような結晶格子面に析出する。したがつてラセン転位については考慮しない。

1) 結晶粒界は粒内に比してとくに析出物が大きく成長し、粒界近傍も影響を強くうけている。

2) 副結晶粒界は刃状転位壁からなると考えられているので、早く析出物が生ずる副結晶粒界上の優先析出を認めると共に上記の仮定にもとづいて結晶学的な方位の解析を行った。

3) 活動している γ 帯上の優先析出を示し、同様に結晶学的な解析を行った。

γ 帯上の析出物・副結晶粒界上の析出物は時効初期には、早く析出し成長するが、時効が進んだ状態ではむしろ結晶粒内より成長が遅く、小さな析出物が多数並んだ状態で観察される。

4) 結晶内部に存在する単独転位を核としての優先析出より転位の痕跡をみとめた。

Photo. 11, 12に代表される転位と、Photo. 13, 14に代表される2種類の転位を認めた。

前者は普通に存在すると考えられているもので(111)面上[110]方向のパーガースペクトルをもつた[112]方向の転位、ならびにそれから少し変位したもの。後者は(100)面上[110]方向のパーガースペクトルをもつた $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方向のLomer-Cottrellの不動転位である。

合金内は規則的な転位網によつて形成されていることが推定される。

合金内転位の長さは 1μ 前後である。

最後にこの研究を行うに当たり、電子顕微鏡の試料作成ならびに撮影に協力して下さつた本学の桑島弘道君、富田吾郎君および佐藤義一君に謝意を表します。

文 献

- 1) 例えば A. H. Geisler: Phase Transformation in Solid, (1951) 387.
- 2) P. A. Jacquet, A. R. Weill, J. Calvel: Compt. rend., 247 (1958) 1031.
- 3) R. Casting and A. Guinier: Compt. rend., 226 (1949) 2033.
- 4) H. Nishimura and Y. Murakami: Mem. Fac. Eng., Kyoto Univ., 15 (1953) 9.
- 5) R. Casting: Compt. rend., 228 (1949) 1341.
- 6) H. Wilsdorf and D. Kuhlman-Wilsdorf: "Defects in Crystalline Solid", 175-186 (H. H. Wills Physical Laboratory, University of Bristol, 1954).

- 7) G. Thomas and J. Nutting: J. Inst. Metals Symp. Mechanism of Phase Transformation in Metals, (1955) 57.
- 8) T. Takeyama and S. Koda: Nature, 179 (1957) 777.
- 9) P. A. Jacquet and E. Mencarelli: Compt. rend., 245 (1959) 405.
- 10) A. H. Cottrell: "Dislocation and Plastic Flow in Crystals" (Clarendon Press, Oxford, 1953).
- 11) 竹山: 金属物理 3 (1957) 239.
- 12) 竹山: 未発表論文

Electron Micrographs of Aluminium-Copper Alloy.

Precipitation in grain boundaries.

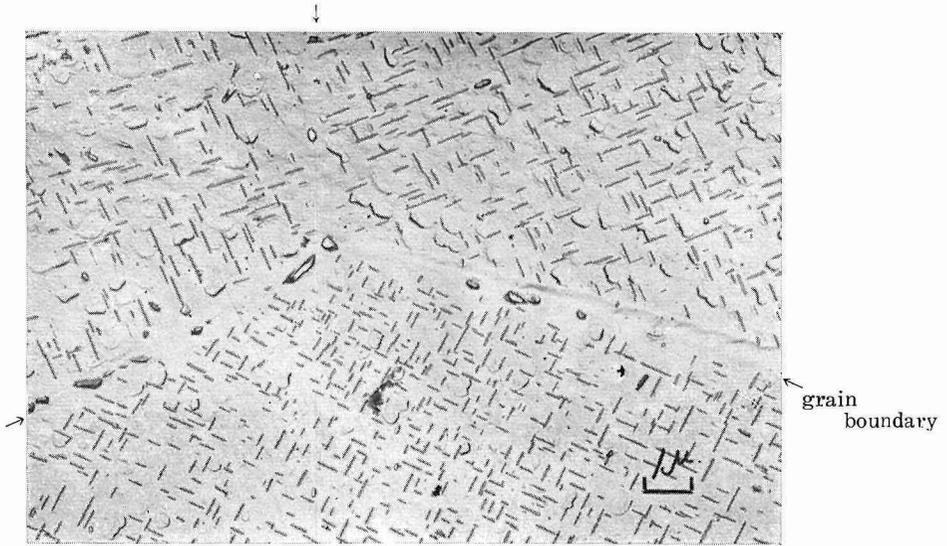


Photo. 1. Water-quenched from 530°C. and aged for 3 hr. at 250°C.

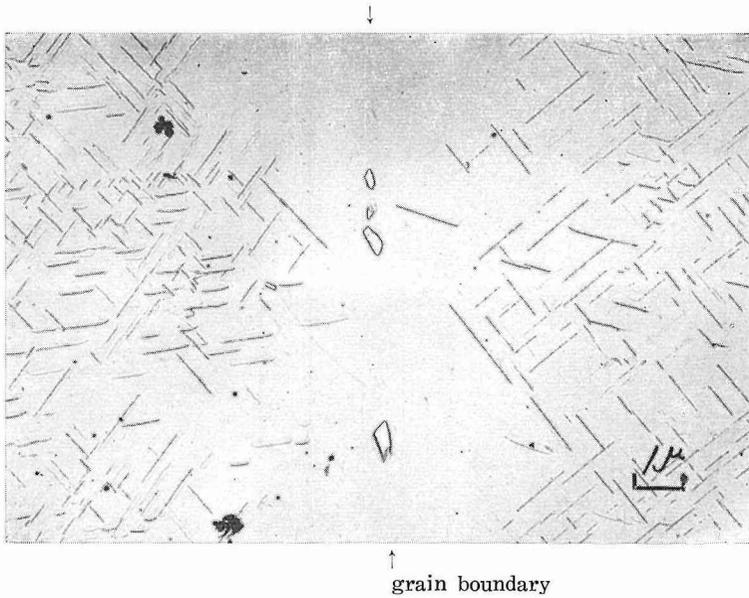


Photo. 2. Water-quenched from 530°C. and aged for 4 hr. at 250°C.

Specimens electropolished and oxide replicas taken from polished surface.

Precipitation in grain boundaries.

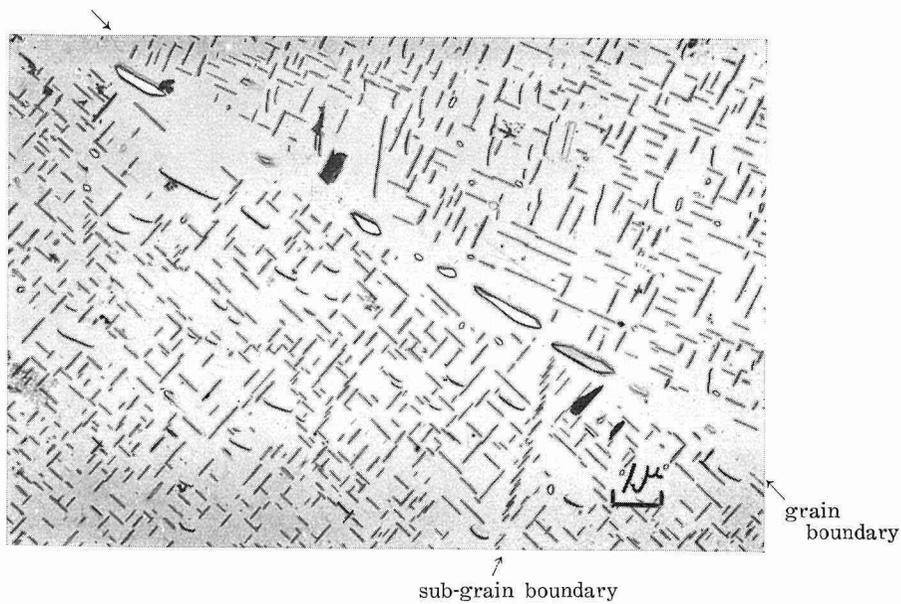


Photo. 3. Water-quenched from 530°C. and aged for 4 hr. at 250°C.



Photo. 4. Water-quenched from 530°C. and aged for 4 hr. at 250°C.

Preferred precipitation in sub-grain boundary.

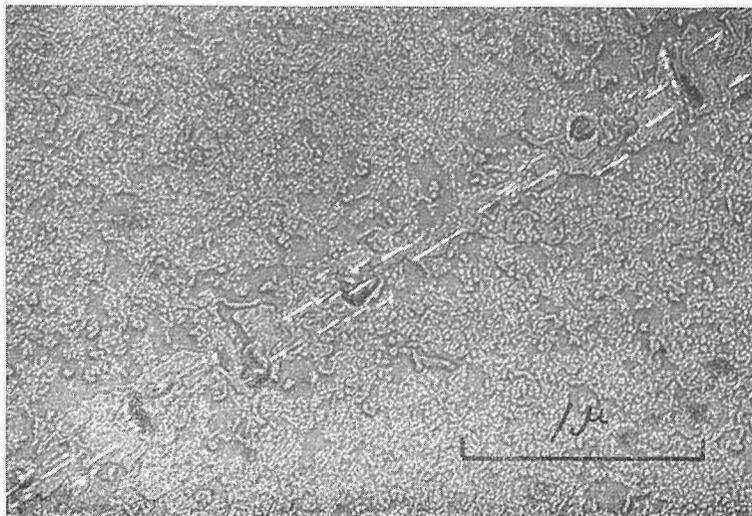


Photo. 5. Water-quenched from 530°C. and aged for 8 min. at 250°C.

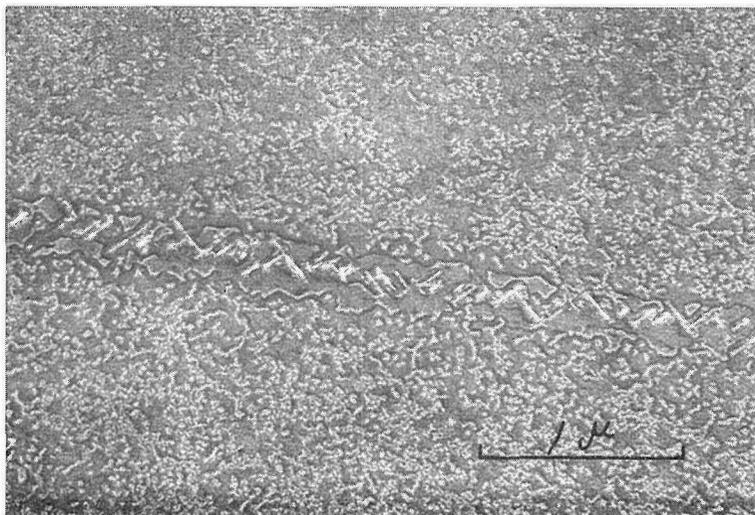


Photo. 6. Water-quenched from 530°C. and aged for 8 min. at 250°C.

Preferred precipitation in slip lines.

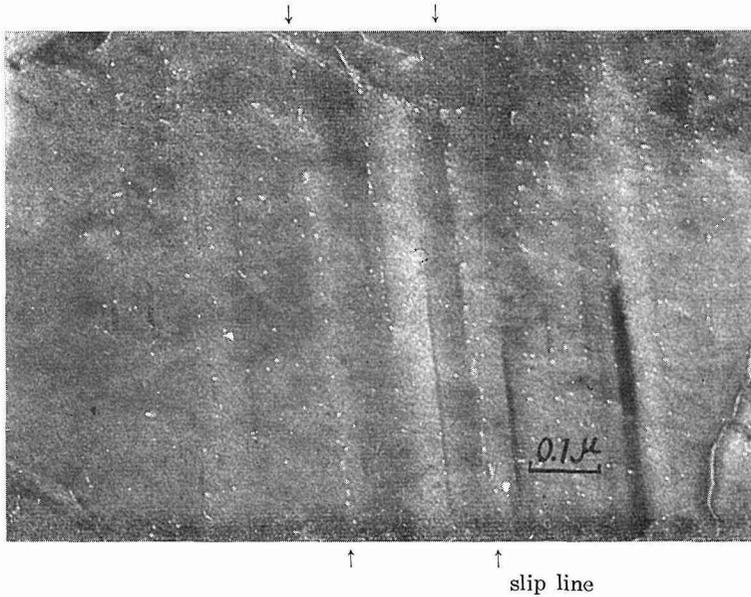


Photo. 7. Water-quenched from 530°C. and aged for 10 days at room temperature.

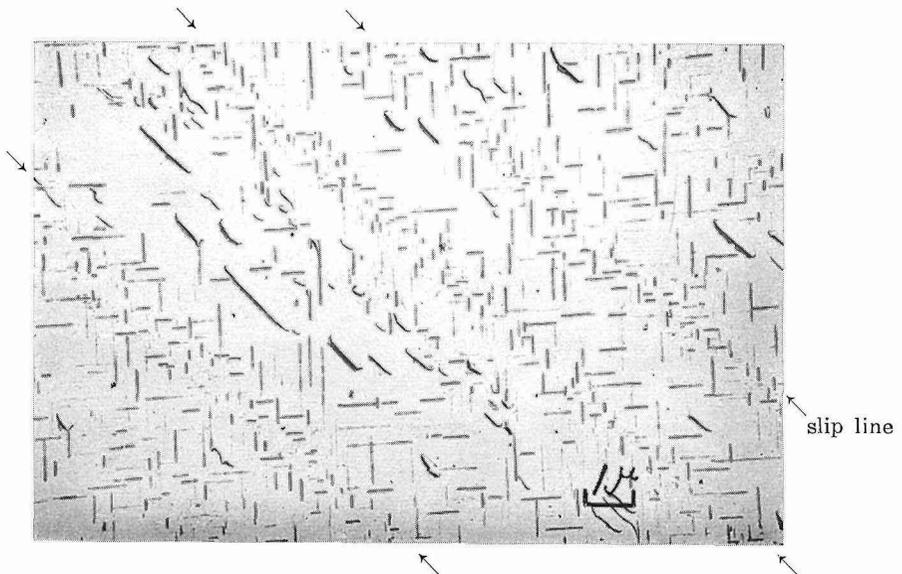


Photo. 8. Water-quenched from 530°C and aged for 2.5 hr. at 250°C

Preferred precipitation in slip lines.

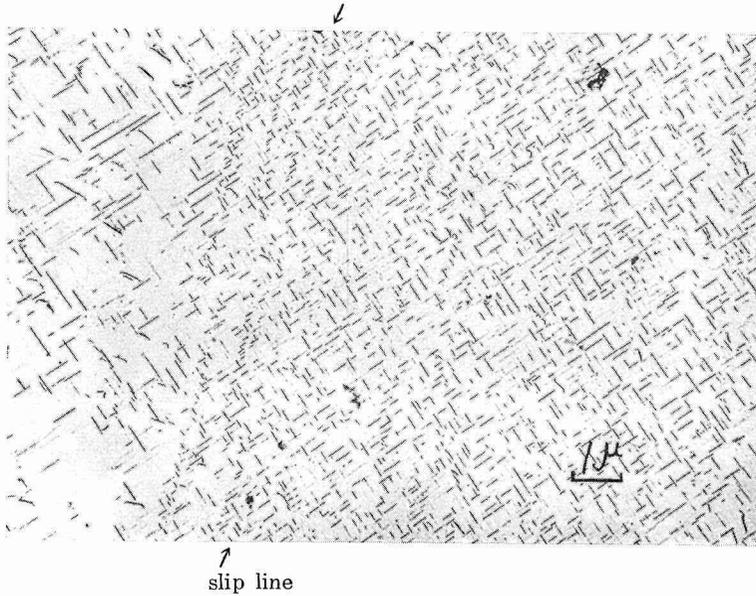


Photo. 9. Water-quenched from 530°C and aged for 3 hr. at 250°C.

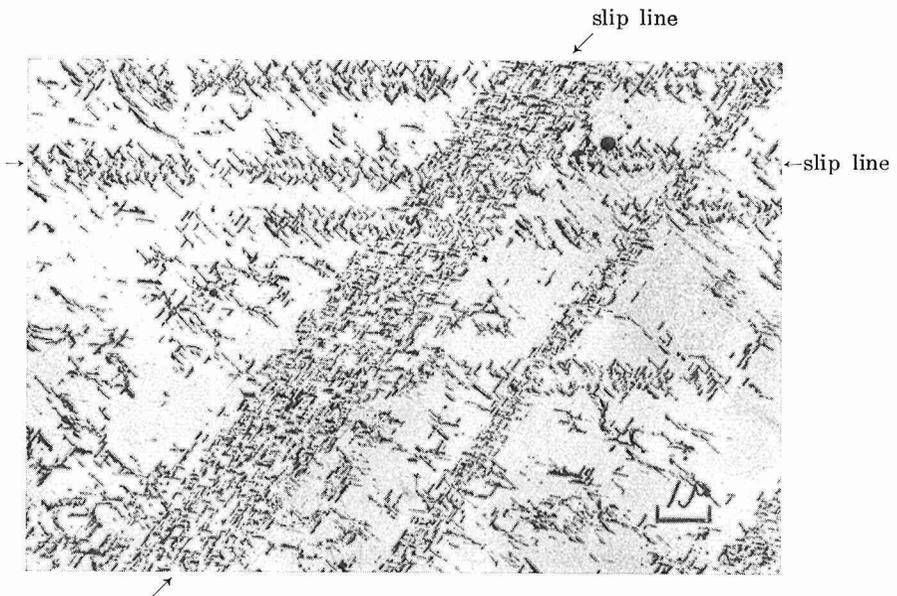


Photo. 10. Water-quenched from 530°C and aged for 30 min. at 250°C.

Preferred precipitation in individual dislocation.

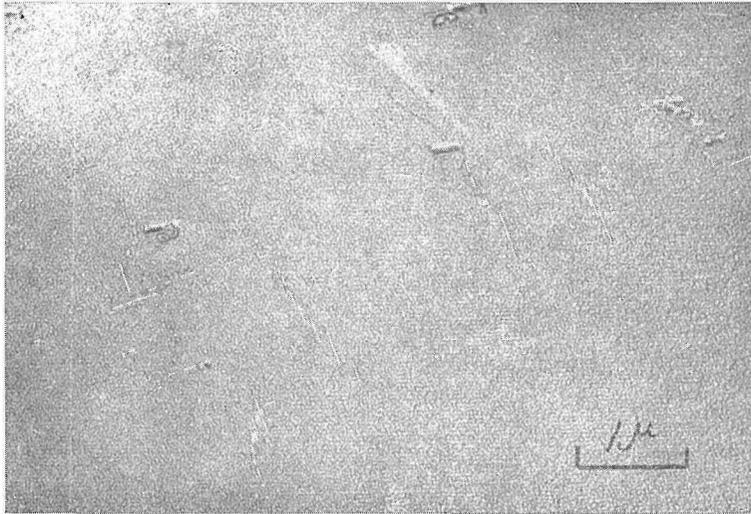


Photo. 11. Water-quenched from 530°C and aged for 8 min. at 250°C.

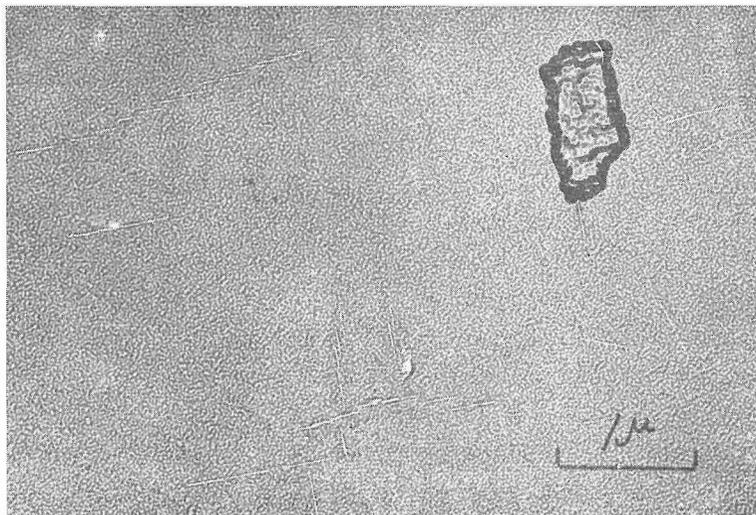


Photo. 12. Water-quenched from 530°C and aged for 8 min. at 250°C.

Preferred precipitation in individual dislocations.

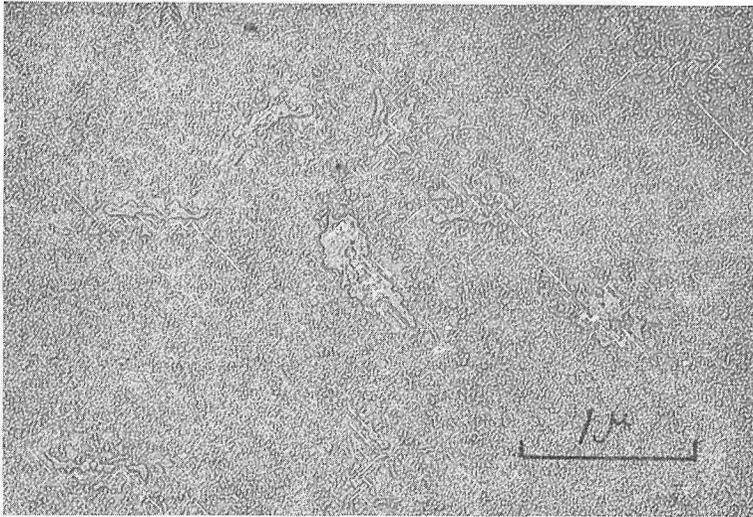


Photo. 13. Water-quenched from 530°C and aged for 8 min. at 250°C.

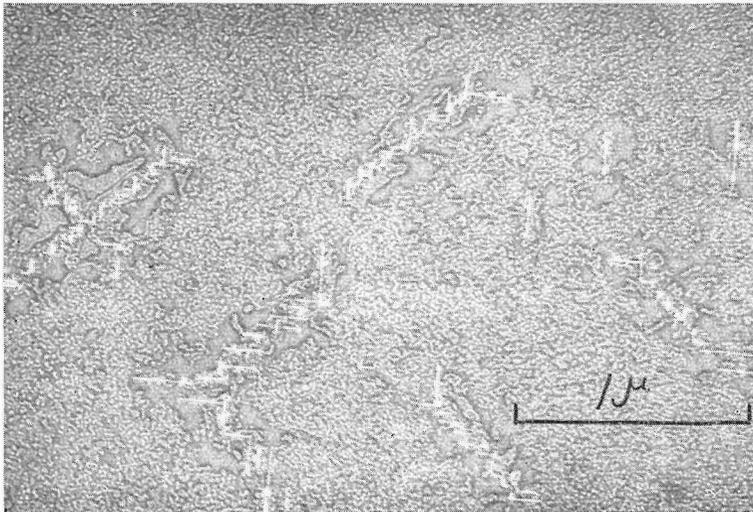


Photo. 14. Water-quenched from 530°C and aged for 8 min. at 250°C.

Preferred precipitation in individual dislocation.

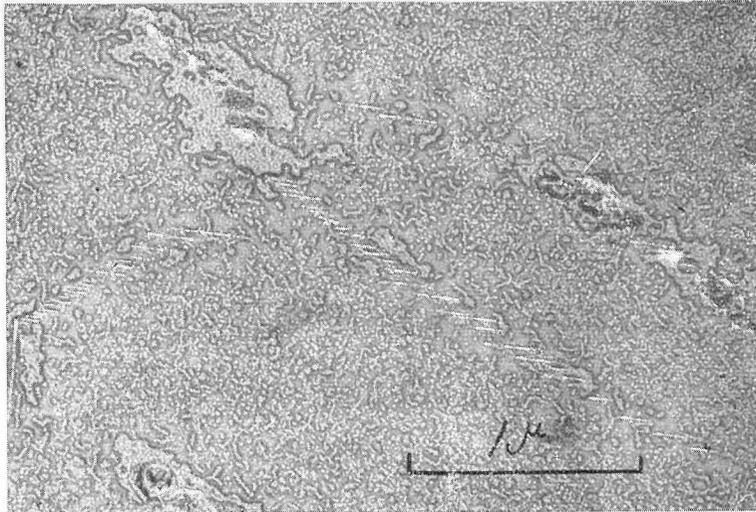


Photo. 15. Water-quenched from 530°C and aged for 8 min. at 250°C.

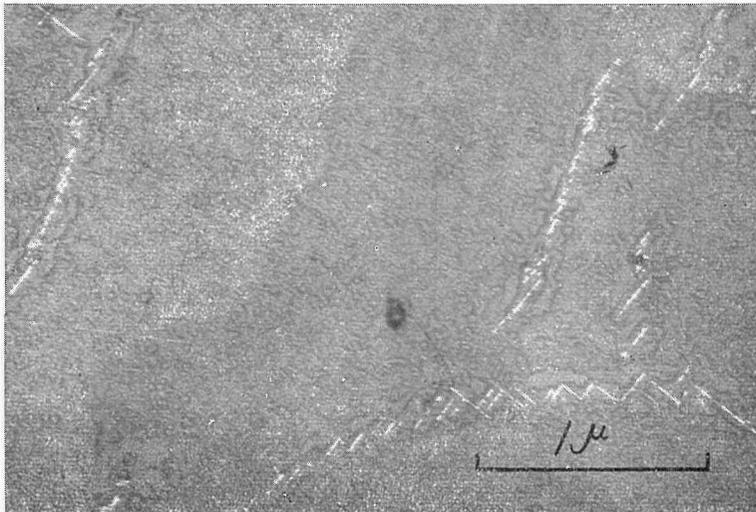


Photo. 16. Water-quenched from 530°C and aged for 8 min. at 250°C.

Preferred precipitation in individual dislocation.

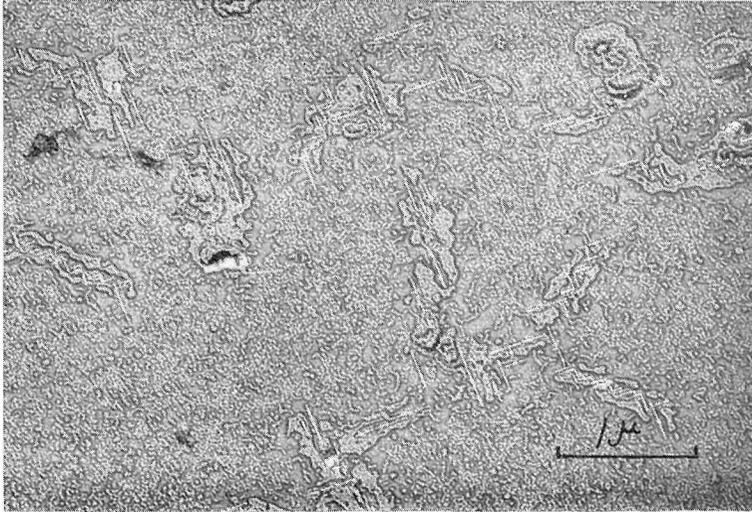


Photo. 17. Water-quenched from 530°C and aged for 8 min. at 250°C.

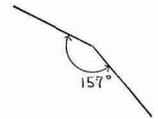
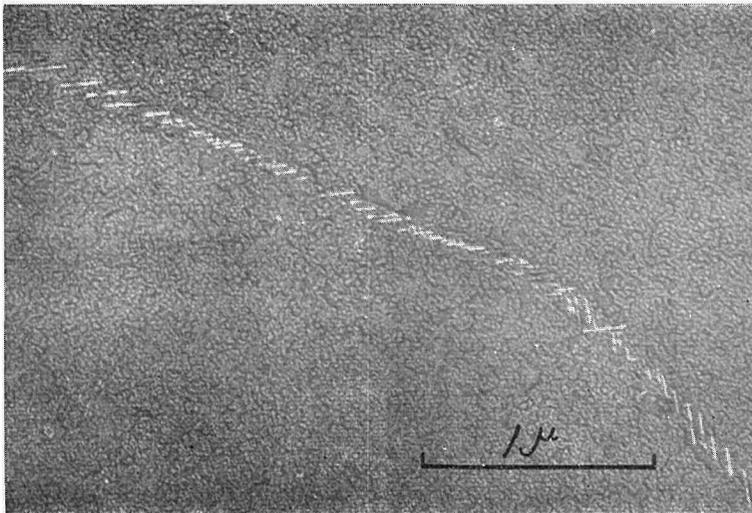


Photo. 18. Water-quenched from 530°C and aged for 8 min. at 250°C.

Preferred precipitation in individual dislocation.

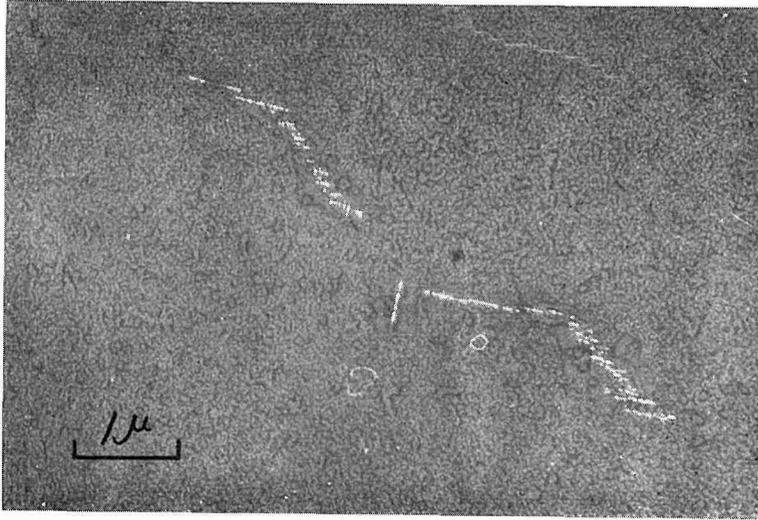


Photo. 19. Water-quenched from 530°C and aged for 8 min. at 250°C.

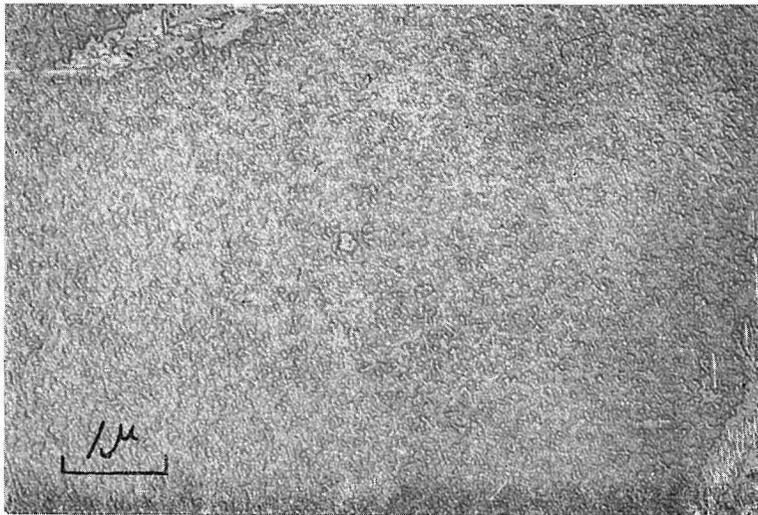


Photo. 20. Water-quenched from 530°C and aged for 8 min. at 250°C.

Preferred precipitation in individual dislocation.

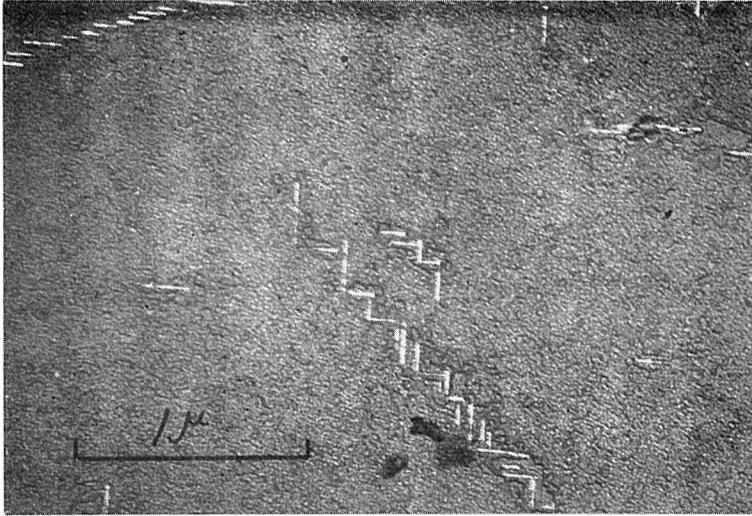


Photo. 21. Water-quenched from 530°C and aged for 8 min. at 250°C.

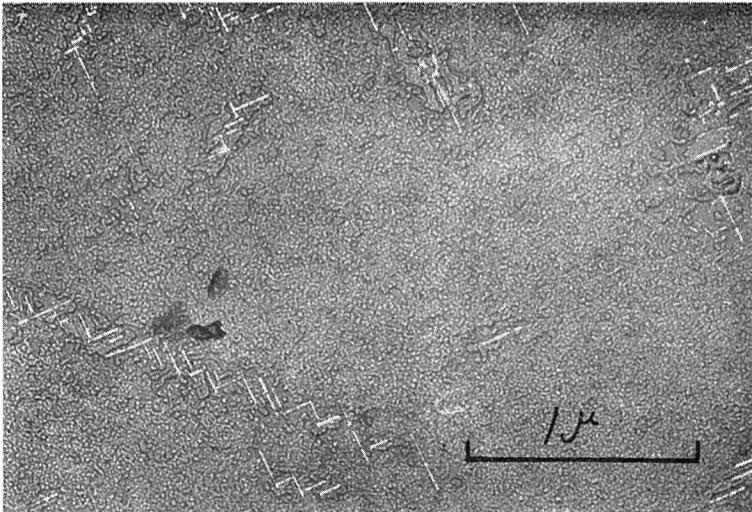


Photo. 22. Water-quenched from 530°C and aged for 8 min. at 250°C.