

指向性凝固した Al-Cu 合金の機械的性質

大橋 照男・市川 理衛

金属工学科

(1977年9月10日受理)

Mechanical Properties of Unidirectionally Solidified Al-Cu Alloys

Teruo OHASHI Riei ICHIKAWA

Department of Metallurgical Engineering

(Received September 10, 1977)

Mechanical properties of Al-4.5% Cu Alloys were investigated in relation to the unidirectionally solidified structures. Results obtained were as follows: (1) On specimens having relatively large primary dendrite arm spacing ($400\sim 900\mu$), ductility decreased with increasing solidification rate. This might be due to a notch effect of θ phase in the boundaries of secondary dendrite arms.

(2) Effect of anisotropy of the structures on tensile properties was clearly shown in ultimate tensile strength and elongation, that is, both of them lowered with the increases in inclined angle of tensile axis to the direction of solidification. These anisotropic properties owing to the so lidification structures could not be recognized above a temperature of about 200°C .

1. 緒 言

一般に合金の凝固組織は凝固時の冷却速度、温度勾配、凝固速度、熱流の方向など種々の条件により影響を受け、例えばデンドライト・アーム間隔や第二相の大きさ、量或いはそれらの配列方位などが変化する。このような凝固組織の変化による機械的性質への影響についてこれまでに幾つかの研究報告¹⁻⁷⁾があるが、凝固組織の異方性との関連についての研究例は殆どない。

この研究では Al-Cu 合金において銅濃度 4.5% と一定としてこれを一方向凝固法によって凝固条件を制御し、これによる組織の変化と機械的性質への影響について、特に凝固組織の異方性と関連づけて検討した。

2. 実験方法

試料は工業用純アルミニウム (99.7%) と母合金として Al-35.0% Cu 合金を用い、約 240g の Al-4.5% Cu 合金となるよう秤量配合し作成した。一方向凝固に使用した鑄型は Fig. 1 に示す内容積 $150\times 50\times 10\text{mm}^3$ の黒鉛鑄型であり、これに上記秤量配合した合金溶湯を溶剤により脱ガス後鑄込み Fig. 2 に示す縦型平板状電気炉で炉を上部に移動させ一方向凝固した。なお、使用した鑄

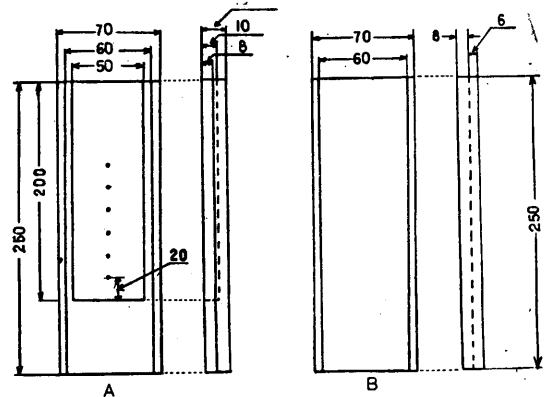


Fig. 1 Graphite mold for unidirectional solidification (mold separated A and B)

型サイズは試料内温度勾配が出来るだけ定常状態を保つよう試料長さに比較して大きく設計した。また一方向凝固中の炉内温度は 900°C に保持し、温度勾配、凝固速度は Fig. 1 の鑄型側壁に底から 2cm 間隔で CA 熱電対を 6 組設置して記録計に描かれた冷却曲線よりそれぞれ求められた。

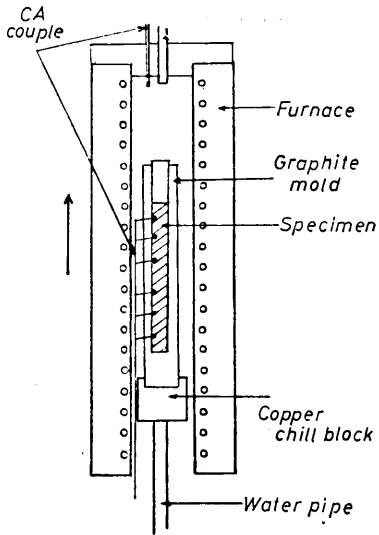


Fig. 2 Electric resistance furnace for unidirectional solidification.

組織観察は湿式エメリー紙で研磨後、HCl : 15, HF : 10, H₂O : 90 水溶液で腐食しマクロ組織を、また引張り試験については全数 Kellers 試薬および HF : 15, HCl : 45, HNO₃ : 15, H₂O : 25 水溶液で腐食しデンドライト・アーム間隔の測定に供した。

機械的性質は引張り試験で検討し、このときの試験片は Fig. 3 (a) に示すように凝固方向に対し平行、垂直および 45° の向きになるよ切出し Fig. 3 (b) に示す引張

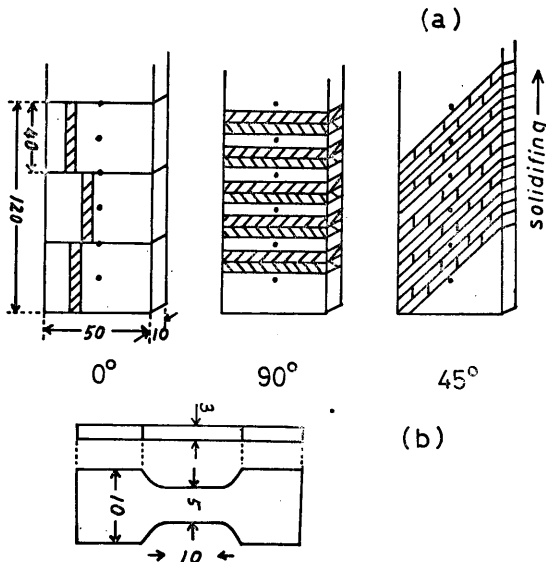


Fig. 3 Location of test pieces for tensile test in unidirectionally solidified Al-Cu alloys (a) and the form of the test pieces (b).

り試験片サイズに切削加工した。引張り試験機はインストロン型試験機によりクロス・ヘッド速度 0.5mm/min で室温および高温 (100~500°C) で試験した。また伸びの測定はその値が十分大きい試料の破断後の標点間距離を実測しそれらの値で応力-歪曲線の描かれたチャート紙目盛を較正しチャート紙上で求めた。

3. 結果および考察

3.1 凝固組織

Fig. 4 a は同一の一方向凝固中の試料の温度分布の時間的变化の例を示す。時間の経過 (凝固の進行) と共に

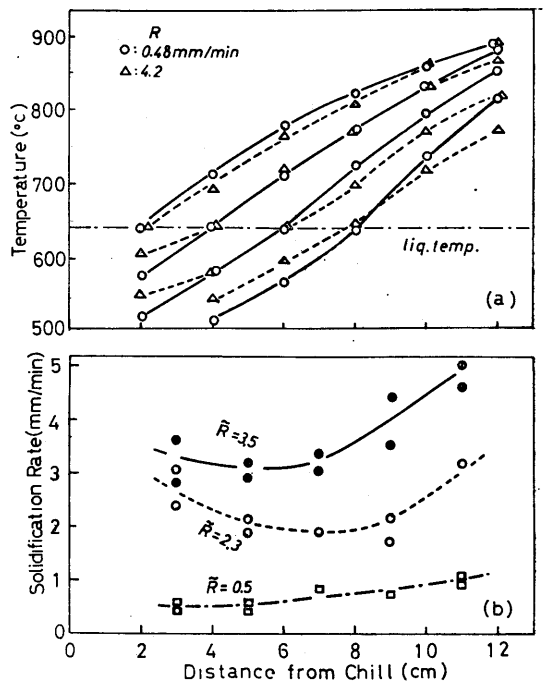


Fig. 4 Temperature distribution (a) and variation of solidification rate (b) in unidirectionally solidifying Al-Cu alloys.

Table I Variations in temperature gradient (°C/cm) of unidirectionally solidified Al-4.5% Cu alloys. x: distance from chill, R: mean solidification rate.

R (mm/min)	0.48	3.2	4.2	18
x (cm)				
2-4	29.6	21.7	19.7	25.7
4-6	29.6	25.7	33.5	22.7
6-8	34.7	29.6	21.7	31.6
8-10	39.5		29.6	19.7

液相中の温度分布に変化が認められ、平均凝固速度の異なる場合について液相中の温度勾配をこれらの図から求めると Table I のようになる。凝固速度の増加に伴い温度勾配の変動が大きくなる傾向が認められる。Fig. 4bは同じくチル面からの距離に対する凝固速度を各熱電対の間で求めた結果を示す。試料長さが有限であるため平均凝固速度 (R) が増加するに従い凝固終了近くでの凝固速度が平均値より上回る傾向を示す。このように炉内温度、炉の移動速度を一定に保持されても特に凝固終了部では平均凝固条件からずれが生じたため、これらの条件と組織 (一次 dendrait・アーム間隔) との関係は各熱電対間の凝固速度、温度勾配と対応させて行った。

Fig. 5 は種々の平均凝固速 (R) で凝固した試料のマ

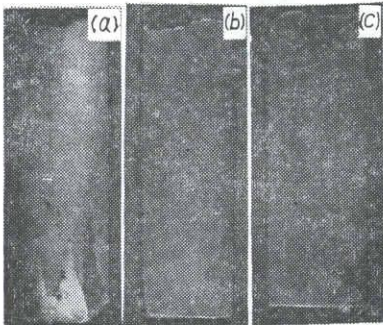


Fig. 5 Macrostructures of unidirectionally solidified Al-4.5% Cu alloys at mean solidification rate R of 0.5, 1.3 and 3.5 mm/min for (a), (b) and (c) respectively.

クロ組織を示す。試料底部を除き柱状晶はほぼ凝固方向に平行に成長し、平均凝固速度 (R) の増加に伴い柱状晶も細くなる。また Fig. 6 は凝固方向に垂直なおよび

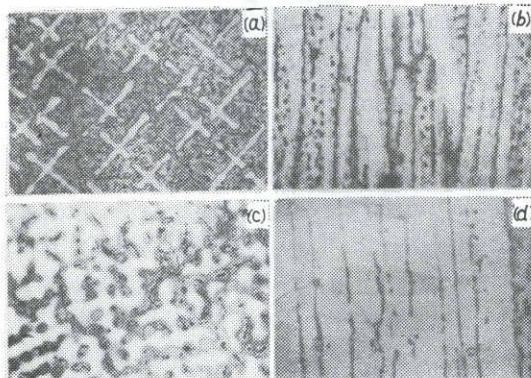


Fig. 6 Microstructures of transverse ((a), (c)) and longitudinal ((b), (d)) section of unidirectionally solidified Al-4.5%Cu alloys (mean solidification rate, R=2.7mm/min for (a) and (b), 0.5mm/min for (c) and (d)) (photo mag. $\times 35$)

平行な断面のマイクロ組織を示す。R=2.7mm/minでは明

瞭な dendrait 二次アームが認められるが R=0.5mm/minでは二次アームの形状が不明瞭となる。これは凝固速度 R の減少、または温度勾配 G の増加により dendrait ティックな成長を促進する組織的過冷度²⁾が減少するためであろう。

dendrait・アーム間隔 d はセル状凝固におけるセル間隔と同様、温度勾配 G と凝固速度 R の積、GR (冷却速度の単位) と関連づけられ、 $d=b(GR)^{-n}$ で表わされる⁹⁻¹¹⁾。ここで b は定数、n は一般に dendrait 主軸に対しては大体 $\frac{1}{2}$ になるとされ、本実験で得られた結果 (Fig. 7) もほぼこれを満足した。なお、選ばれた凝固条

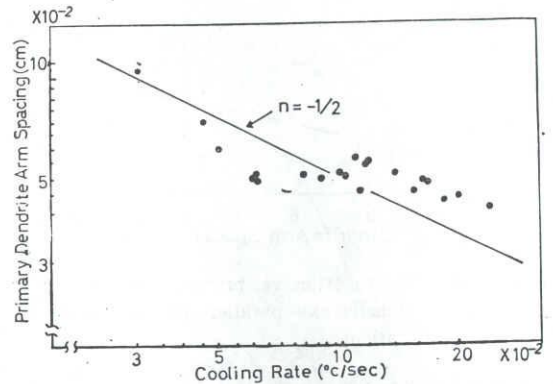


Fig. 7 Relation between primary dendrite arm spacing and cooling rate (temperature gradient \times solidification rate)

件の範囲で得られた dendrait 主軸間隔 (一次 dendrait・アーム・間隔) は 400~900 μ の間であることが Fig. 7 から示される。

3.2 組織の方位と機械的性質

前項で得られた凝固組織を基に、主にそれらの異方性による機械的性質への影響について検討した。

Fig. 8 は凝固方向に平行な方向に引張り試験を行ったときの一次 dendrait・アーム間隔による引張り強さ、0.2% 耐力、伸びの変化を示す。これらの中、引張り強さ、伸びは dendrait 間隔の増加により上昇し、特に伸びの変化が顕著である。これに対し、0.2% 耐力は殆ど得られた組織の範囲内では影響されない。しかし、一般に dendrait・アーム間隔の減少 (組織の微細化) と共に機械的性質は向上すると考えられるが、そのような結果を示す例^{5,6)} ではないずれも凝固速度は本実験よりも一桁大きくアーム間隔もそれにともない約数 10 μ から 200 μ 以下の微細組織における結果である。

本実験では Fig. 6a, 6b で比較されるように凝固速度の増加に伴い凝固方向に直角に二次アームの成長が認め

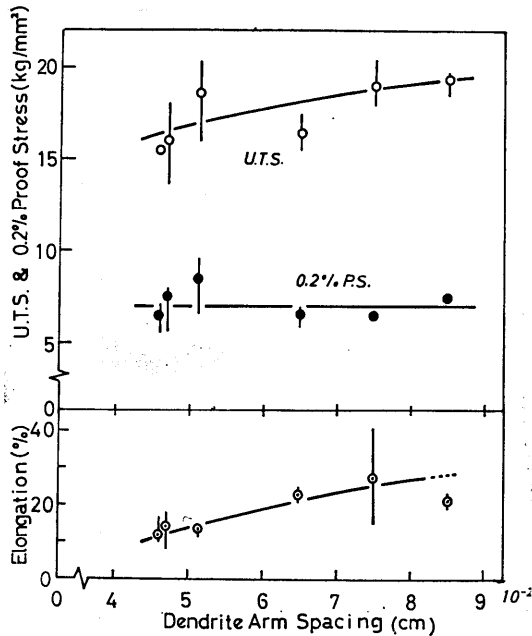


Fig. 8 Tensile properties vs. primary dendrite arm spacing (tensile axis parallel to the direction of solidification)

られ、それらのアーム間隔(デンドライト粒界)に第二相が晶出するようになる。これらの第二相は引張り方向に対しアスペクト比が小さく臨界値¹²⁾以下の第二相の量が二次アームの成長によって増すことと凝固速度の増加による溶湯の補給効果の減退のため二次アーム間隔における収縮孔の発生頻度が大きくなる⁷⁾ことなどが延性を失う原因と考えられる。しかし、凝固速度がさらに大きくなり数 100μ 以下の一次デンドライト・アーム間隔となるような場合では二次アーム間隔に晶出する第二相や収縮孔は微細に均一に分布するようになり延性を害する切欠としての作用がなくなるであろう。このような条件ではデンドライト・アーム間隔の減少と共に機械的性質も改良されると考えられる。

Fig. 9 は凝固方向に平行、垂直およびその中間角度 45° の三種類の方向に引張り応力を変えたときの引張り強さ 0.2%耐力、伸びの値を示す。引張り強さおよび伸びは凝固方向に対する引張り応力方位の差の増加と共に著しく減少するが、それらに比較して 0.2%耐力は殆ど変化が認められない。このことから凝固組織の異方性が引張り性質に与える影響は塑性変形域において大きいことが示される。

ここで、本実験のように第二相がマトリックス中に或る方向に整列した組織を有する材料を一種の複合材料として扱うと第二相の方向と或る角度、 ϕ 、をなして引張

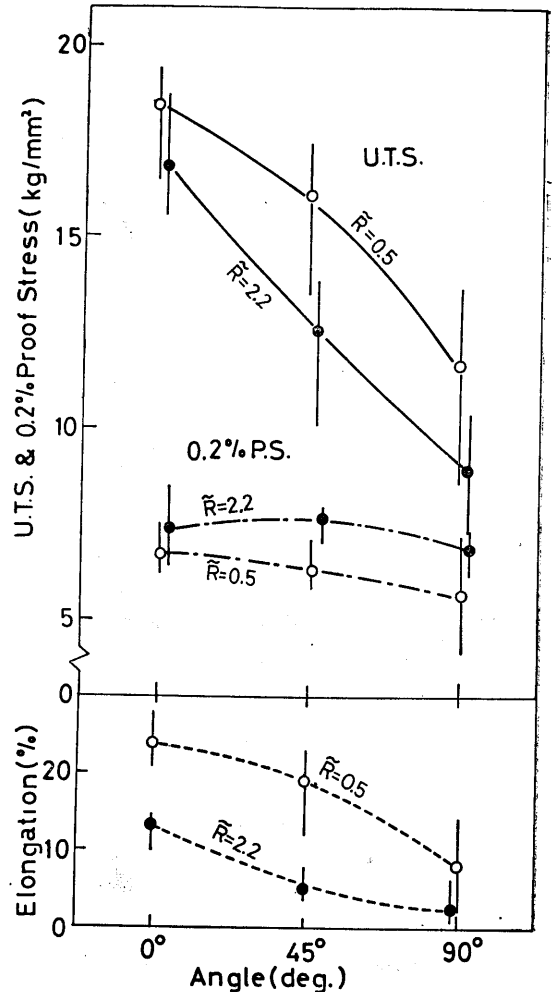


Fig. 9 Tensile properties vs. inclined angle ϕ of tensile axis to the direction of solidification.

り応力が作用するとき (i) 第二相に平行な塑性変形によって破壊するときの応力 σ_c , (ii) 第二相に平行にマトリックスのせん断によって破壊する応力 τ_u , (iii) 第二相を横切ってマトリックスが変形することにより破壊する応力 σ_u の3つの量を考えることが必要である¹²⁾。これらの量と引張応力 σ との関係は Fig. 10 (a)から

$$\sigma_c = \sigma \cos^2 \phi \quad (1)$$

$$\tau_u = 1/2 \sigma \sin 2\phi \quad (2)$$

$$\sigma_u = \sigma \sin^2 \phi \quad (3)$$

で表わされ、第二相と引張り応力 σ との角度による破断強さは上記3式の中、最も低い σ を示す式で生じることになる。Fig. 10 (b) はこの関係を定性的に図示した結果であり、 ϕ の増加と共に引張応力 σ は(1)→(2)→(3)式で表

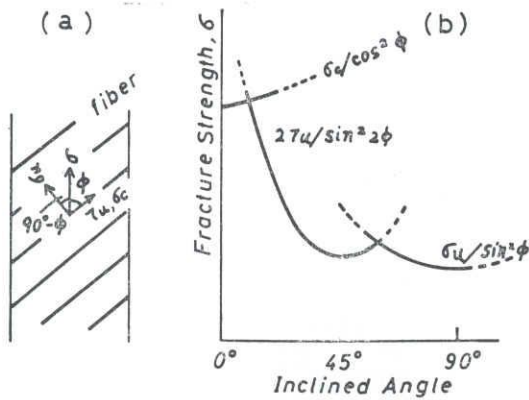


Fig. 10 Resolved stress on inclined fibers in composite materials (a) and fracture strength vs. inclined angle ϕ of fibers (b). (σ : tensile strength, σ_u : fracture stress perpendicular to a fiber direction, τ_u : fracture shear stress of matrix parallel to fiber, σ_c : fracture stress of composite (parallel to fibers))

示される値に減少する。このことから ϕ の増加は第二相による複合強化が失われマトリックスのせん断破壊応力 τ_u および引張り強さ σ_u によって材料強度が支配されるようになることを意味する。Fig. 9 で示された一方向凝固試料では第二相の凝固方向に対する配列は局所的には乱れが存在するため異方性は多少緩和されていることが推定出来る。

Fig. 11 は凝固方向に平行および垂直な方向での引張

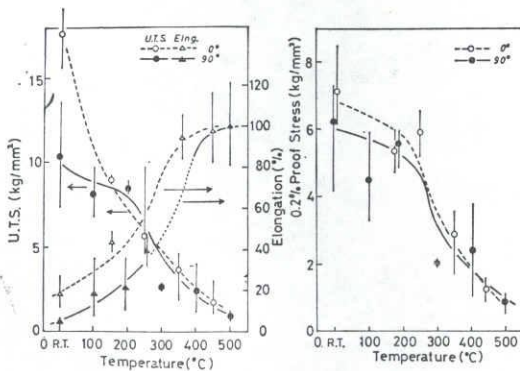


Fig. 11 Effect of testing temperature on tensile properties parallel to or perpendicular to the direction of solidification.

り強さ、0.2% 耐力、伸びの温度による影響を示す。引張り強さ、伸びは約 200°C 以上になると組織の異方性による差異は認められなくなり特に伸びは室温付近の値と比較して著しく増加する。この原因として次の2通りが考えられる。一つは第二相の CuAl_2 が低融点化合物

($m \cdot p = 591^\circ\text{C}$) であり軟化温度も低く約 $600^\circ\text{K}^{13)}$ であることから第二相による変形抵抗が小さくなるため、一つはマトリックスの塑性変形で約 200°C 以上では再結晶過程が含まれるようになり¹⁴⁾マトリックスの変形も容易となるためであると考えられる。Fig. 12 は以上の高温

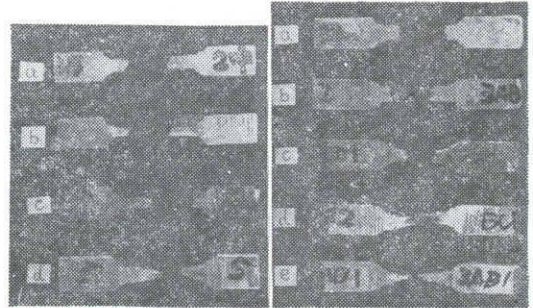


Fig. 12a Fractured tensile test pieces at various temperatures (left: parallel direction, (a) R.T., (b) 150°C, (c) 250°C, (d) 400°C; right: perpendicular direction, (a) R.T., (b) 200°C, (c) 300°C, (d) 400°C, (e) 500°C)



Fig. 12b Enlarged view of a deformed specimen tested at 500°C in tension perpendicularly to the direction of solidification.

引張り試験終了後の試片の形状を示す。凝固組織に平行な方向では室温付近で最大せん断応力方向に沿って破断するが、高温になるに従って延性が増しナイフ・エッジ状の破断を示す。一方、垂直方向の引張り試験片では室温付近で応力方向に直角に dendrite と第二相の界面に沿って破面が形成され脆性破断を示し、組織の異方性による差が、明瞭であるが高温になるに従い平行方向と同様に著しい延性を示し異方性の影響は認められなくなる。

4. 総括

Al-4.5% Cu 合金を一方向凝固し凝固組織 (dendrite ・ アーム間隔, 異方性) と引張り試験による機械的性質との関係について検討した。それらの結果をまとめると次のようである。

i) 引張り強さ、0.2% 耐力、伸びの中、凝固組織による影響は塑性変形を伴う引張り強さ、伸び値に対してであり、0.2% 耐力に対しては殆ど認められない。凝固方向に平行な引張り試験では伸びは dendrite 主軸 (

一次デンドライト・アーム) 間隔, 400~900 μ , の減少に伴い減少する。また引張り強さ, 伸びは凝固組織の方位によって変化し, 凝固方位と引張り応力方位との角度の増加と共に減少する。

ii) 凝固組織の異方性による引張り性質の差異は約200°C以上で認められなくなる。

終りに本実験に協力された工学士平野和貴, 田村敏両君に謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) F.L. Versnyder and R.W. Guard: Trans, ASM 52 (1960) 485.
- 2) B.J. Pearcey and B.E. Terkelsen: Trans AIME, 239 (1967) 1143.
- 3) J.R. Cahoon and H.W. Paxton: *ibid*, 245 (1969) 1 401
- 4) S.N. Singh and M.C. Flemings: *ibid*, 245 (1969) 18 11
- 5) J.T. Berry: AFS Trans, 78 (1970) 421
- 6) S.F. Frederick and W.A. Bailey: Trans. AIME, 242 (1968) 2063
- 7) 西, 黒淵: 軽金属 24 (1974) 255
- 8) B. Chalmers: "Principle of Solidification", p. 164 John-Wiley (1964)
- 9) T.S. Plashett and W.C. Wingard: Can. J. Physl, 38 (1960) 1077
- 10) R.E. Spear, G.R. Gardner: Trans AFS, 71 (1963) 209
- 11) M.C. Flemings: "Solidification Processing", p. 146 McGraw-Hill (1974)
- 12) 村上訳: "複合材料" p. 173. (丸善)
- 13) 渡辺, 勝井: 日本金属学会誌 32 (1968) 808
- 14) 例えば J. Weertman, J.R. Weertman: "Physical Metallurgy" p. 793, John-Wiley (1965)