

O. C. C. プロセスによる純AlおよびAl-1%Si合金鑄造材 の結晶方位ならびに結晶粒界の性格付け

同志社大学・工
京都大学・工

○御牧 拓郎
橋本 敏
三浦 精

1. 緒言

近年使用目的に応じた一方向凝固材料が種々の分野で要求され、その製造も広く行われるようになった。一般に一方向凝固材料の製造には、鑄型に注湯した溶湯を下端から急冷凝固さす方法が取られてきた。しかしこの方法では鑄造し得る長さが限られるとともに等軸晶の存在する鑄塊が得られやすい。また、従来の連続鑄造法では冷却鑄型壁面に安定な凝固核を形成してから、鑄塊を外に引き出すため鑄塊は側面より内部に向って凝固し、中心部に欠陥を生じやすい。

これに対して、O. C. C. プロセス^{1, 2)}は図1に示すごとく金属の融点以上に加熱した鑄型を用い、連続的に鑄塊を引き出すもので、等軸晶の全く無い一方向凝固組織が得られるとともに欠点の非常に少ない endless の鑄塊が得られる。さらに、単結晶も高速で容易に得ることが可能である。このような方法で製造された材料が音響材料や電子材料として広く用いられているが、これら一方向凝固材料の結晶方位関係や結晶粒界の性格付け等材料の機械的性質、物理的性質に及ぼす因子についての報告は我々の知るかぎり見当たらない。

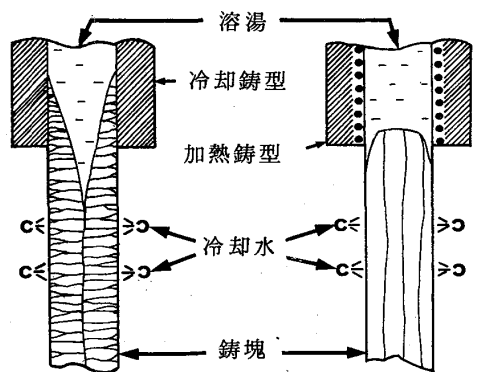
本報告は、純AlおよびAl-1%Si合金一方向凝固材料の結晶方位ならびに粒界の性格付けを行った結果について述べる。

2. 試験片

本実験に用いた試験片は O. C. C. プロセスによって製造された表1に示す3種類の棒材である。

表1 試験片

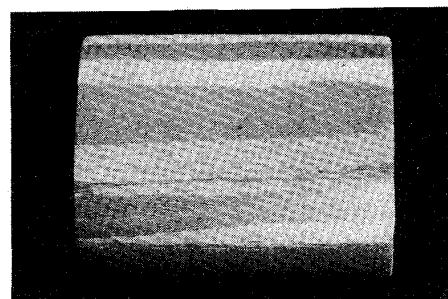
No	材料	引き出し速度	直径
A	Al-1%Si	200 mm/min	19.5 mm
B	99.999%Al	100 mm/min	20.0 mm
C	99.998%Al	200 mm/min	19.5 mm



a) 従来の方法

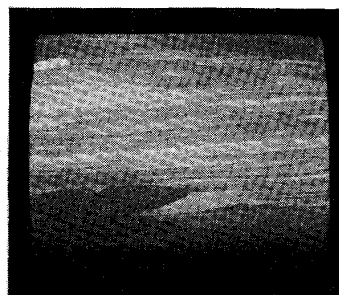
b) O. C. C. プロセス

図1 連続鑄造法

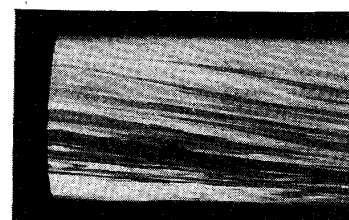


a) A 試験片(Al-1%Si)

5 mm



b) B 試験片(99.999%Al)



c) C 試験片(99.998%Al)

図2 表面組織

この試験片の表面をエメリ紙 (#400-#1500)で研磨後エッチングを行った。図2および3にそれぞれの試験片の表面及び横断面を示す。

結晶方位の解析はX線背面反射ラウエ法を用いるとともに、マイコンによりデータ処理を行った。この時に生ずる解析誤差は 1.2° 以内であった。また、2 結晶間の方位関係はCSL方位関係を示す Σ 値とCSL関係からのずれ角および disorientation により表した。 Σ 値の推定およびCSL関係からのずれ角の算出は $\Sigma 1-101e$ について行われ、その範囲に入らないものは全て Random 粒界とした。CSL方位関係からのずれ角の臨界値 $\Delta\theta$ は Brandon の式³⁾から得られる値を用いた。

3. 実験結果

図2に示すごとく各試験片の表面は鋳塊の引き出し方向に沿った一方向凝固組織を示している。図3に示すごとく、A試験片は粒界が明瞭に確認できるとともにデンドライト組織が認められる(図4a)。B試験片ではlineage構造^{4, 5)}に対応したと思われる微細な縞状組織が認められる(図4b)。一方、C試験片は粗大結晶に成長している。

A試験片の凝固方向に関する結晶方位分布を図5に $\langle 100 \rangle$ 極点図として示す。図に示すごとく凝固方向からのずれ角が 5° 以内のものは全体の約75%であった。即ち、ほぼ全ての結晶が $\langle 100 \rangle$ 方向に成長している。横断面上に認められた全ての結晶について、その隣接結晶粒間の方位関係を求めた結果の Σ 値分布を図6に示す。

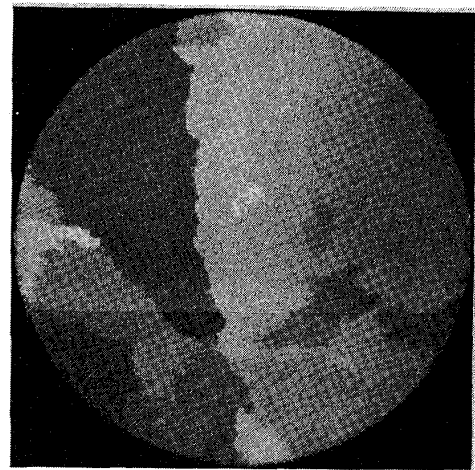
B試験片は均一な lineage 構造を持つ単結晶組織と見做すことができる。横断面上に2個の小さい結晶が認められたが、これらの隣接結晶間の方位関係は Random であった。

C試験片では図3に示すごとく明瞭な粒界が確認されるとともに、極めて不均一な lineage 構造組織であることがわかった。図2に見られる微細な模様はこの不均一な lineage 構造によるものである。また、各結晶粒間の方位関係は全て Random の関係にあり、かつ粒成長方向に一定性は認められない。

4. 考察

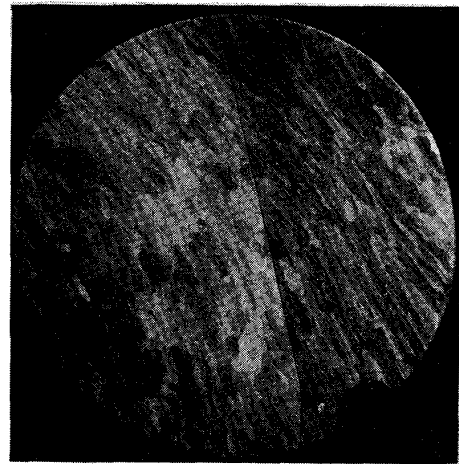
結晶粒成長方向

A試験片は結晶の優先成長方向である $\langle 100 \rangle$ 方向に成長しているが、B試験片は $\langle 110 \rangle$ 方向への成長傾向が見られた。一方向凝固のアルミニウム柱状晶の優先



a) A 試験片

5 mm



b) B 試験片

5 mm



c) C 試験片

5 mm

図3 横断面組織

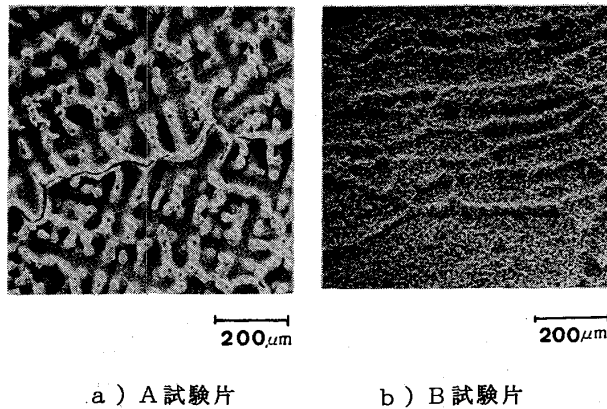


図4 微細組織

成長方向は条件によって $\langle 100 \rangle$ もしくは $\langle 111 \rangle$ と言われている⁶⁾。B試験片がこの優先成長方位を取らなかった原因として、均一な lineage 構造が存在したためと考えられる。一方、C試験片では極めて不均一な lineage 構造のため成長方向が一定しなかったものと思われる。

結晶方位関係

A試験片では図4に示したごとく、 $\Sigma 1$ 対応粒界と random 粒界とが多く存在し僅かに $\Sigma 5$ と $\Sigma 13a$ 対応粒界が認められた。図中領域Aで示した結晶群の方位関係は全て $\Sigma 1$ であった。また、その回転角は小さく 5° 以下であった。これらは他領域の結晶粒とは異なり、製造時の熱ひずみあるいは変形による残留ひずみに起因した再結晶粒ではないかと推測される。

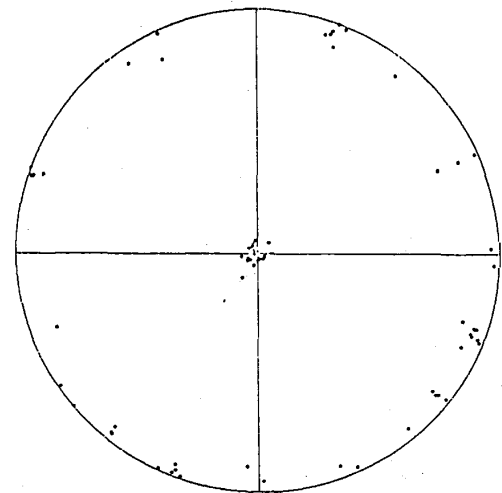
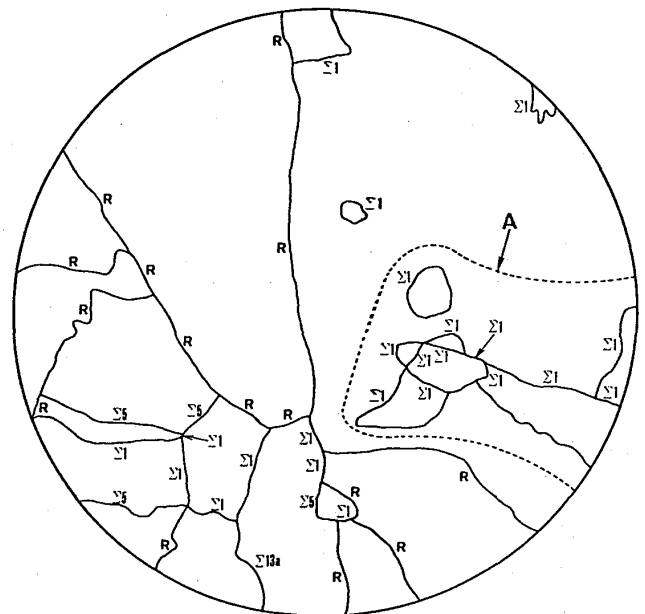
C試験片では引き出し速度が早いいため安定な粒界を形成、あるいは均一な lineage 構造を形成する時間がないため結晶成長方向に一定性が生じなかったものと考えられる。

5. 結言

1. Al-1%Si合金は多結晶体で、結晶の優先成長方向である $\langle 100 \rangle$ 方向に成長し、その結晶粒間の方位関係は $\Sigma 1$ と Random 粒界が多く認められた。

2. 引き出し速度の遅い純 Al は表面に極めて均一な lineage 構造が見られる単結晶体で、 $\langle 110 \rangle$ 方向に成長していることが確認された。

3. 引き出し速度の早い純 Al は不均一な lineage 構造と粒界の見られる多結晶体で、一定した結晶成長方向は認められなかった。又、粒界間の方位関係は全て Random であった。


図5 凝固方向に関する結晶方位分布 $\langle 100 \rangle$ 極点図

図6 隣接結晶粒間の Σ 値分布 (A試験片)

参考文献

- 1) 大野篤美；金属の凝固，地人館，p 132 (1984)
- 2) 大野篤美；日本金属学会報，23，p 773 (1984)
- 3) D.G.Brandon；Acta Metall.，14(1966)，1479
- 4) 大川章哉；結晶成長，裳華房，p 92(1982)
- 5) 黒田登志男，大川章哉；固体物理，7(1972)，425
- 6) 雄谷重夫，須藤 亮，松本 敏；軽金属，30(1980)