一方向凝固した Zn-Ti 過共晶合金の組織

後藤正治* 幸田成康** 諸住正太郎*

Shoji Goto, Shigeyasu Koda and Shotaro Morozumi : Microstructure of Unidirectionally Solidified Zn-Ti Hyper-Eutectic Alloys. Samples of some Zn-Ti hyper-eutectic alloys have been unidirectionally solidified at speeds up to 150 cm/hr. The growth rates of eutectics, temperature gradients in the liquid phase during the growth, eutectic structures and solute segregation in unidirectionally solidified specimens were investigated to determine the mechanism of nucleation and growth of lamellar-or rod-eutectics. The results obtained are as follows. (1) For higher solidification rates and lower solute concentrations, the density of the TiZn_{15} rod, which was formed as a part of the eutectic in the nucleation stage increased. (2) During the progressive solidification stage the solidification rate increased, but the temperature gradient in the liquid phase decreased. (3) Density of the rectangular eutectic TiZn_{15} rod increased by branching during the growth period due to the increase of the rate of growth in the progressive solidification stage. (4) For lower solidification rates, the Zn-Ti alloys exhibited lamellar eutectic-structures for a wide range of liquid compositions. This effect is due to the steep temperature gradient in the liquid phase and a small degree of constitutional supercooling at the liquid-solid interface. However, for higher solidification rates, the structure formed, eutectic or eutectic plus dendrite, depended on the solidification rates and liquid compositions due to the growth kinetics of the dendrite and eutectic structures in a given supercooled liquid phase. (5) During the growth of eutectics with TiZn_{15} dendrites in higher concentration alloys, large solute segregation along the growth direction was revealed. However, during the growth of fully rod eutectics, there was no segregation even when the rod density increased by branching. (6) The $\lambda \propto R^{-1/2}$ relationship proposed in the Jackson model remained valid even for hyper-eutectic-composition alloys, and some considerations were made about this phenomenon.

(Received May 31, 1973)

I. 緒 言

α および β の 2 相よりなる共晶をもつ平衡状態図において、共晶点からはずれた組成を有する合金液体でも、一方向凝固させると、ある凝固条件においては共晶組織が生ずることが報告されており^{(1)~(3)}、その生成機構に対しても種々の提案がなされている。たとえば Flemings ら⁽⁴⁾は凝固が進行しつつある固液界面前方の液体中に生ずる組成的過冷却が効くとしており、また Tamman ら⁽⁵⁾⁽⁶⁾は、過冷却された液体中における α 相、 β 相各々のデンドライト相および $\alpha\beta$ 共晶相の成長速度の違いが効くとしている。一方、Cline⁽⁷⁾は固液界面の安定性が重要であるとしている。しかし、凝固条件を精密に制御することが非常に困難なため、多くの合金系に関して実験的にそのいずれであるかは明らかにされていない。

一方、繊維強化型合金の機械的性質は分散する繊維の大きさおよび分布に大きく左右されることが報告されているから⁽⁸⁾、靱性に富む母相に対して強度の高い金属間化合物が共晶構成成分として晶出するような状態図において、共晶点からはずれた組成の合金を一方向凝固させ、金属間化合物相を繊維状に分散させ、しかもその繊維状化合物相の体積率および繊維間隔を任意に制御した共晶組織を得るとは、この種の材料開発の点から非常に重要なことである。

前報において⁽⁹⁾、我々は一方向凝固させた Zn-Ti 過共晶合金の溶質原子の偏析および組織の不均一性について報告した。

本研究においては Zn-Ti 過共晶合金の一方向凝固過程における固液界面の進行速度、温度勾配などを測定し、そ

(3) R.W.Hertzberg, F.D.Lemkey and J.A.Ford : Trans.Met.Soc.AIME, **233**(1965), 342.

(4) F.R.Mollard and M.C.Flemings : Trans.Met.Soc.AIME, **239**(1967), 1526.

(5) G.Tammann and A.A.Botschwar : Z.Anorg.Chem., **157**(1926), 26.

(6) K.A.Jackson : Trans.Met.Soc.AIME, **242**(1968), 1275.

(7) H.E.Cline : Trans. Met. Soc. AIME, **242**(1968), 1613.

(8) たとえば, *Metal Matrix Composite*, ASTM, (1968).

(9) 後藤正治, 江刺清行, 幸田成康, 諸住正太郎 : 金属学会誌, **37**(1973), 34.

* 東北大学金属材料研究所 (The Research Institute for Iron, Steel and Other Metals, Tohoku University, Sendai)

** 早稲田大学理工学部金属工学科 (Department of Metallurgical Engineering, Faculty of Science and Engineering, Waseda University, Tokyo)

(1) F.R.Mollard and M.C.Flemings : Trans. Met. Soc. AIME, **239**(1967), 1534.

(2) R.S.Barclay, H.W.Kerr and P.Niessen : J.Mater. Sci., **6**(1971), 1168.

の際に形成される組織を詳細に検討して、共晶点からはずれた任意の組成の合金が一方向に凝固する際に生ずる共晶相の形成、成長過程、特に組織の不均一性と共晶構成成分として繊維状に晶出した TiZn_{15} 化合物の間隔およびその変化がどのような因子によって決定されるかについて考察した。これにより一般的な共晶型合金を一方向凝固させることによって、任意の繊維分散度を有する繊維強化型合金を作るための基礎資料を得ることを目的とした。

II. 試料および実験方法

Zn-Ti 系合金は 0.12 wt% Ti に共晶点を有し、第 2 相として、 Ti-Zn_{15} の金属間化合物を晶出する。本研究では 0.17~0.48 wt% Ti 合金をあらかじめ黒鉛のモールド(インゴットの大きさ: $15 \times 33 \times 170 \text{ mm}^3$)に鑄込み、これを水冷銅パイプ上にセットした。780°C に保持した電気炉がモールドの外側を 8~50 cm/hr の一定速度で上方に移動するようにし、黒鉛モールド内の試料が下方から上方に向けて凝固するようにした。黒鉛モールドの側面の種々の距離のところに熱電対を挿入し、凝固面が進行する時の温度勾配、凝固速度[†]等を測定した。得られた試料は凝固方向に 1 cm 間隔に切断して凝固の進行方向に垂直な断面の組織観察を行ない、共晶成分として現われた繊維状 TiZn_{15} 相(以後繊維相とよぶ)の分布密度、すなわち単位面積あたりの繊維の数(rod density: 以後これを単に密度とよぶ)を測定した。さらに試料内の溶質原子の偏析も調べた。装置の詳細は前報⁽⁹⁾で報告したので省略する。

III. 実験結果

1. 共晶組織の観察

Photo. 1 は一方向凝固させた試料の凝固の進行方向に垂直な断面および平行な面を深く腐食したあと走査電顕で観察した一例である。棒状に見えるのが共晶を構成している繊維状 TiZn_{15} 化合物である。このように試料を局部的にみれば繊維相の大きさ、間隔ともかなり均一にそろっていることがわかる。また繊維相の形は四角に近い横断面をもつ柱状である。(a)では各繊維のまわりに網目状のシマ模様を観察される。おそらく結晶成長時に形成された lineage 構造⁽¹⁰⁾に相当するものであろう。

Photo. 2 は 0.36 wt% Ti を含む合金を平均凝固速度 ($\bar{R}$)=130 cm/hr で凝固させた場合(後述するように固液界面の進行速度は凝固が進行するとともに増加している)の凝固の始点からそれぞれ 1 cm 間隔ごとに、凝固の進行方向に垂直な断面を観察したものである。試料全体にわたって観察すると、繊維は試料の長さ方向において必ずしも同一な分布状態を示しておらず、凝固の進行につれてその密

Zn-0.32 wt% Ti

Photo.1 Scanning electron micrographs of unidirectionally solidified Zn-0.32 wt% Ti alloy. (a) deep etched transverse section, (b) deep etched longitudinal section

度は増加するが、その反面 1 本の繊維の太さは減少する傾向がある。

2. 繊維の密度

前報⁽⁹⁾で報告したように、0.17~0.48 wt% Ti の合金を一方向凝固させると、凝固条件の違いによって試料全体が一様に共晶組織である場合、初晶 α 相と共晶とが共存する場合、および初晶 TiZn_{15} 相と共晶とが共存する場合とがある。本研究では化合物の繊維相が対象であるから、0.17~0.48 wt% Ti の合金を種々の条件で一方向凝固させたのち、各試料の各場所に存在している共晶領域内の繊維密度を測定した。

Fig. 1 は例として、それぞれ 0.26 wt%, 0.44 wt% Ti を含む合金を種々の平均凝固速度 $\bar{R}$ で凝固させた場合の繊維密度を凝固の進行距離に対して求めたものである。いずれの場合も Photo. 2 にみられたように凝固の進行にともなう繊維の分布密度がほぼ直線的に増加している。また平

[†] 本報でいう凝固速度とは凝固の進行にともなう固液界面が進行する速度を指す。

(10) E. Teghtsoonian and B. Chalmers: Canad. J. Phys., 29(1951), 370.

Photo.2 Microstructures of transverse microspecimens at 1~10 cm from starting point of solidification in unidirectionally solidified Zn-0.36 wt% Ti alloy with $\bar{R} = 130 \text{ cm/hr}$

均凝固速度が速いほどこの密度が増加している。このように凝固の進行中に繊維の数が増加する方法としては、凝固の途中で新たに繊維相が核形成する場合⁽¹¹⁾と、1本の繊維が途中で分裂して枝分かれを起こす場合とが考えられる

が、この点を明らかにするために凝固方向に平行な試料断面を深く腐食して走査電顕で観察した。その結果を **Photo.3** に示す。写真中に矢印で示すように、繊維相が分裂して成長していることがわかる。各試料について繊維相の増加率(1 cm 凝固が進行する際に繊維の数が増加する割合)を測定した結果が **Table 1** である。繊維数の増加率は凝固速度や溶質濃度には依存しないで、大体 10% 程度である。すなわち、凝固が試料の長さ方向に 1 cm 進行するごとに枝分かれによってほぼ 10% 程度繊維の数を増加

Fig.1 Eutectic TiZn_{15} rod density at several distances from starting point of unidirectional solidification in Zn-0.26, 0.44 wt% Ti alloys

Photo.3 Scanning electron micrograph of deep etched longitudinal section in unidirectionally solidified Zn-0.32 wt% Ti alloy showing the branching of eutectic TiZn_{15} rod along the growth direction

(11) K.A.Jackson and J.D.Hunt: Trans. Met. Soc. AIME, 236(1966), 1129.

Table 1 Branching ratio of eutectic TiZn₁₅ rod during unidirectional solidification

Branching ratio $\left(\frac{1}{N} \frac{dN}{dx}\right)_{x=5}$ (%)					
Ti	$\bar{R}$	~24 cm/ hr	~65 cm/ hr	~94 cm/ hr	~130 cm/ hr
0.17 wt%	10	9.5	—	—	—
0.20 wt%	11	9.6	—	—	13
0.26 wt%	16	9.3	—	—	14
0.32 wt%	12	11	—	—	11
0.36 wt%	10	—	—	—	10
0.44 wt%	11	8.2	20	—	21
0.48 wt%	15	4.8	—	—	—

させながら成長するものとみられる。この枝分かれはいずれの試料でもこの程度みられるので、試料の各部における繊維の絶対数は凝固の進行途中の因子ではなく、凝固始点における繊維の数によって決められると考えられた。そこで各試料について出来るだけ凝固始点の近くで繊維密度を測定した。その結果を Fig. 2 に示す。この密度は平均凝固速度 $\bar{R}$ が増加するほど増加しており、また平均凝固速度が同一の場合には溶質濃度が少ないほど（共晶組成に近づくほど）増加している。すなわち核形成の点から考えると、凝固速度が速いほど固液界面のところの過冷度が増して、共晶として成長しうる晶出核が発生しやすくなり、またさらに同一速度の場合には液相濃度が共晶組成に近いほど晶出核が発生しやすくなるためであろう。

結局、以上の結果を総合すると、凝固速度が速いほど、また液相が共晶組成に近いほど、共晶が発生しやすくなり 1 度発生した共晶核は凝固の進行とともに 10%/1cm の割合で枝分かれを起こしながら成長するものと考えられる。

Fig. 2 Eutectic TiZn₁₅ rod density versus solute concentration under several unidirectional solidification rates

† 本実験の場合 3 本の熱電対で測定したので厳密に x に対する R の変化は得られないが、熱電対同志間の間隔が広いこと、すべての試料でこの式が当てはまること、また後述するように繊維密度がほぼ直線的に増加すること等から、 R は x とともに直線的に増加するものと推定した。

IV. 実験結果の考察

1. 一方向凝固過程における凝固の進行速度および液相中の温度勾配の変化

Fig. 1 および Photo. 3 から凝固が進行するにつれて繊維は枝分かれすることが知られたが、従来共晶として凝固したときの組織および繊維間隔を決めるものとして、固液界面の進行速度（したがって過冷度）⁽⁵⁾⁽⁶⁾、固液界面前方における液相中の組成的過冷却⁽⁴⁾などが重要であるとされている。そこで更に詳細に繊維密度について考察するために、凝固が進行する際の固液界面の移動速度および液相中の温度勾配の測定を行なった。

Fig. 3 は黒鉛ルツボの側面に 3 cm 間隔に挿入した 3 本の熱電対を用いて凝固が進行しつつある時の各位置での熱分析を行なった一例である。この図から各々の熱電対が凝固温度（共晶温度と近似する）に達する時間を測定して各場所における凝固速度 R と凝固始点からの距離 x との間には次の関係が得られた†。

Fig. 3 Thermal analysis curves at $x=2$ cm, 5 cm, 8 cm from starting point of unidirectional solidification

$$R = \bar{R} [1 + 0.15(x-5)] \quad (1)$$

ここで $\bar{R}$ は試料の中心すなわち凝固始点から 5 cm 進行した位置における速度（平均凝固速度）。

また Fig. 3 から固液界面前方の液相中における温度勾配 G が求まる。各試料について $x=2$ cm および $x=5$ cm の位置における G と R の関係を図示すると Fig. 4 のようになる††。

この図は $x=2$ cm と $x=5$ cm の点で得られる G の値をすべての試料について一緒にプロットしたものである。 G と R 、 G/R と R との関係がほとんど同一の曲線上にのっていることから、 G および G/R は試料の種類や場所に依存しないで R の値だけでほぼ決まってくると考えられる。すなわち (1) 式および Fig. 4 から本実験の一方向凝固過程では、凝固が進行するにつれて固液界面の進行速度は増加

†† 黒鉛モールドを通して間接的に液相温度を測定していること、隣り同士の熱電対間ではほぼ直線的に温度が変化するとしたが実際にはもっと G の値が大きくなると考えられる。

Fig. 4 Solidification rate R versus temperature gradient G and its ratio G/R at solid-liquid interface during unidirectional solidification

し、また同時に液相中の温度勾配は減少してくることがわかる。

2. デンドライト領域と共晶領域

凝固が進行するにつれて固液界面の速度が次第に増加することがわかったが、一方前報で報告したように溶質濃度は試料全体にわたって偏析が生じ、あとで凝固する方ほど溶質濃度が低下する傾向があることがわかっている⁽⁹⁾。

Fig. 5 Variation of solute concentration along the longitudinal direction for various solidification rates ($\bar{R}$) in unidirectionally solidified Zn-0.26, 0.44 wt% Ti alloys

Fig. 6 Solute concentration versus solidification rate R , showing range of fully eutectic or dendrite plus eutectic structures

繊維密度の変化と溶質濃度の偏析との関係を比較できるように、一例として Fig. 1 の場合と同一の試料について凝固の進行にともなう溶質濃度の偏析状態を調べた結果を Fig. 5 に示す。したがって、各試料について凝固の始点から終点まで試料全体にわたって各点における溶質濃度の分布と凝固速度の変化との関係を求めると Fig. 6 になる。

ここで各試料ごとに測定点を線で結び、同時に各部分の組織観察を行なってラメラ共晶領域、繊維共晶領域、初晶 α デンドライト相と共晶との共存領域、初晶 TiZn_{15} デンドライト相と共晶との共存領域の区別も施した。

凝固速度のおそいものほど凝固始点から終点までの濃度の偏析が大きく、速いものでは繊維共晶領域に入るとほとんど偏析がなく、一定組成で凝固が進行している。組成を一定として考えると、どの組成の場合でも、凝固速度がおそいときはラメラ共晶になるが、速いときは組成と R の値によって、形成される組織が異なり、必ずしも正確な共晶組成でなくとも繊維状の共晶組織のみとなり得ることがわかる。Fig. 6 の繊維共晶領域、デンドライトと共晶の共存領域の違いは、おそらく Tammann ら⁽⁵⁾⁽⁶⁾ が予言しているように、過冷された液体中における α 相、 β 相、各々の初晶デンドライト相および α - β 共晶の成長速度の違いが優先して、ある組成範囲およびある過冷範囲(凝固速度範囲)で共晶相が最も成長しやすくなるためであろう。しかし、これでは Fig. 6 の小さな R の範囲で全組成範囲についてラメラ共晶が生ずることが理解できない。この範囲は本来、初晶 TiZn_{15} 相の方が共晶相より成長しやすく、固液界面前方の液相中の温度勾配 G が濃度勾配に対して小さく、 G/R

の値が臨界値より小さく組成的過冷却の条件を満たして、TiZn₁₅ デンドライト相が共晶相に対して先駆的に成長している領域と考えられる。その状態で TiZn₁₅ デンドライト相の成長がおさえられて共晶相だけが成長するためには、液相中の温度勾配 G が大きく、 G/R の値が臨界値より大きく TiZn₁₅ 相の成長に対して組成的過冷却の生じないような状態で成長しなければならない。

Fig. 4 の R と G の関係を見ると、 R の小さい方で G/R の値が大きく、 R の値が増加するにつれて小さくなっている。すなわち Fig. 6 のラメラ共晶領域から TiZn₁₅ デンドライト相と共晶相との共存領域への遷移は、 R の増加とともに液相中の温度勾配 G が減少して組成的過冷却の条件が充たされ、本来成長しやすい TiZn₁₅ 相の成長を容易にするためであると理解される。

結局、 R が小さい場合は全組成範囲にわたって G/R 値が大きく、共晶相の成長に対してデンドライト相の成長がおさえられた状態にあり、共晶相だけしか成長できないが、 R の増加とともに G/R の値は減少して組成的過冷却の条件を充たすようになる。その場合には、 R (すなわち過冷却) によって共晶相、各々のデンドライト相の固有の成長速度の違いが反映されて、組成範囲と R の値によって種々の組織 (共晶、共晶とデンドライト相との共存) が生ずるようになるものと考えられる。

3. 繊維の間隔

Fig. 1 に凝固の進行距離に対する繊維密度を、また Fig. 5 には、そのときの溶質濃度の偏析状態を示した。ここで見方を変えて、すべての試料について各場所における溶質濃度と繊維の間隔 λ との関係を求めたのが Fig. 7 である。

測定点を各々の試料ごとに区別して線で結んでみたが、溶質濃度の方はデンドライト相と共晶相とを一緒に平均して測定した値である。したがって、デンドライト相が共存する領域では λ に対する溶質濃度の変動が大きい、ひとたび共晶相だけが成長するようになると、濃度の変動はなくなり、繊維の間隔 λ だけが変化しながら凝固が進行していることがわかる。

一方、Jackson ら⁽⁶⁾ は繊維状共晶が成長するには、固液界面における拡散によって 2 相が分離形成するために必要な過冷と、2 相間の境界面を形成するに必要な過冷を与えてやらなければならないことを考慮した結果、凝固速度 R と繊維の間隔 λ との間には次式が成立つことを報告している。

$$R\lambda^2 = \sqrt{1+\zeta} \left(\frac{T_m}{L} \right) \sigma_{\alpha\beta} \left(\frac{1}{m_\alpha} + \frac{1}{\zeta m_\beta} \right) / \frac{4(1+\zeta)}{D\zeta} C_0 M$$

$$= \text{一定} \quad (2)$$

ここで T_m は共晶温度、 L は融解熱、 D は拡散定数、 ζ は繊維相の体積率、 M は S に関する定数、 C_0 は共晶組成、 m_α 、 m_β はそれぞれ α 相、 β 相に対する液相線の勾配、 $\sigma_{\alpha\beta}$ は α 相と β 相の間の界面エネルギーである。

Fig. 7 Solute concentration versus eutectic TiZn₁₅ rod spacing

したがって、繊維状共晶の成長が Jackson の考えたように固液界面における拡散分離と α, β 相界面形成によって支配されるとすれば、(2) 式の関係から R と λ^2 の間には一定の関係が成立つことが期待される。

Fig. 6 と Fig. 7 とから完全な繊維状共晶の領域だけについて一定組成ごとに λ と R の関係を求めると Fig. 8 のようになる。別々の試料についての結果を区別して組成の同じもの同士を同時に表わしたが、試料の違いによるばらつきはほとんどなく、組成が一定であれば一直線となって $R\lambda^2 = A$ の形で表現することができる。各々の組成のものについて n と A の値をもとめてみると、Table 2 のようになり、 $n=2.0$ 、 $A=1.2 \times 10^{-9} \text{ cm}^3/\text{sec}$ とはほぼ一定の値が得られた。すなわち、本実験の Zn-Ti 系においても繊維状の共晶成長は Jackson の考えた機構で成長していることを示すものであろう。

このように考えると、Fig. 1 に示したように凝固の進行とともに繊維密度が増加するのは $R\lambda^2 = \text{一定}$ の条件を保ちながら R が (1) 式のように x とともに増加するためであると理解される。

Table 2 の A の値、さらに D として $D=1.06 \times 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{sec}$ ⁽¹²⁾、その他の定数値を代入して (2) 式から $\sigma_{\alpha\beta}$ をもとめると、ほぼ $70 \text{ erg}/\text{cm}^2$ 程度であった。他の合金系でもこれに近い値が得られているが⁽¹³⁾、(2) 式から予想さ

(12) W. Lange, W. Pippel und F. Bendel : Z. Phys. Chem., **212** (1958), 238.

(13) G. A. Chadwick : J. Inst. Metals, **92** (1963~64), 18.

れるように定数値が類似した系⁽¹⁴⁾では λ と R の値は大体同じ程度になることが期待される。

Fig. 8 Logarithmic plot of rod spacing versus solidification rate

Table 2 Values of solute concentration, slope n (of lines in Fig. 8), A (in the relationship $R\lambda^n = A$ of Fig. 8), diffusion constant D in the liquid phase, and interphase boundary energy σ

Ti (wt%)	n	A (cm ³ /sec)	D (cm ² /sec)	σ (erg/cm ²)
~0.18	2.1	1.3×10^{-9}	1.06×10^{-5} (12)	70
~0.20	2.2	1.1×10^{-9}		
~0.26	1.9	1.5×10^{-9}		
~0.32	2.2	0.9×10^{-9}		
~0.36	2.0	1.0×10^{-9}		
~0.44	1.9	1.6×10^{-9}		

(14) D.J.S. Cooksey, D. Munson, M.P. Wilkinson and A. Hellawell: *Phil Mag.*, **10** (1964), 745.

(15) B. Chalmers: *Principle of Solidification*, John Wiley and Sons Inc., (1964), 126.

結局(2)式で m_α , m_β , C_0 , ζ , M は状態図から決まる因子であり T_m/L , D は融点近傍でほぼ一定値をとることが知られているから⁽¹⁵⁾, 繊維共晶が成長する際に最も重要な因子は $\sigma_{\alpha\beta}$ であるといえることができる。

V. 結 言

Zn-Ti 過共晶合金の一方向凝固過程における凝固の進行速度、液相中の温度勾配、および得られた試料について共晶組織と溶質原子の偏析状態を測定し、共晶として晶出する繊維状のTiZn₁₅相の形成、成長過程について考察して次の結果を得た。

(1) 凝固の初期に共晶の一部として形成されるTiZn₁₅繊維の密度は凝固の進行速度が速いほど、また速度が同じならば溶質濃度が共晶点に近いものほど増加する。

(2) 共晶成分として晶出する繊維状のTiZn₁₅相は断面が四角に近い棒状であり、凝固が進行するとともに枝分かれを起こしながら成長する。したがって、同一試料内では凝固が進行するにつれてTiZn₁₅繊維の密度は増加する。これは凝固が進行するとともにその速度が次第に増加するためである。

(3) 凝固の進行速度は、凝固が進行するにつれて増加するが、そのとき固液界面前方の液相中の温度勾配は反対に減少する傾向にある。

(4) したがって凝固速度のおそい場合はすべての組成範囲にわたってラメラ共晶組織を生ずるが、これは液相中の温度勾配が大きく、組成的過冷却が生じないためであると考えられる。一方、凝固速度が速い場合は、形成される組織(共晶、共晶とデンドライト相との共存)は液相の組成と凝固速度に強く依存する。これはむしろ過冷却された液相中における共晶相およびデンドライト相の本来の成長速度の違いによるものと考えられる。

(5) 高濃度の試料において、TiZn₁₅デンドライト相と共晶相とが共存して成長しているときは、大きい濃度の偏析を生ずるが、次第にデンドライト相が減少して来て、繊維状の共晶だけで成長するようになると偏析はなくなり、TiZn₁₅相の繊維が分裂を起こしながら凝固が進行する。

(6) TiZn₁₅相繊維の間隔 λ と凝固の進行速度 R との間には $R\lambda^2$ = 一定の関係が成立し、Jacksonの考えた機構でTiZn₁₅相が共晶分離しながら成長しているものと推定される。したがって λ を決める重要な因子は界面エネルギー $\sigma_{\alpha\beta}$ であり、本研究の結果約70 erg/cm²程度であった。