一方向凝固した Ni-W 共晶合金における α 相の凝固速度による形態遷移現象†

吉田 誠†† 辻村太佳夫†††
鎌田 宗男†††† 中江 秀雄

早稲田大学理工学部材料工学科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 59, No. 6 (1995), pp. 653-659

Rod-Lamella Transition in Directionally Solidified Ni-W Eutectic Alloy

Makoto Yoshida, Takao Tsujimura,
Muneo Kamata and Hideo Nakae

Department of Materials Science and Engineering, School of Science and Engineering, Waseda University, Tokyo

The morphological transition of rods to lamellae with increasing growth rate in a Ni-W eutectic alloy was investigated. The eutectic alloy was directionally solidified in a Bridgman-type apparatus at the eight steps of growth rates from 1.0 to 16 mm/h.

The change in morphology with increasing growth rate appeared in the following two different ways of lamella formation:

(1) Under the condition of the planar solid/liquid interface, the eutectic grain was uniformly comprised of rods or lamellae (blades). In this case, the deviation of the γ -phase $\langle 100 \rangle$ direction from the growth direction controlled the morphology.

(2) When cellular interface was formed at relatively higher growth rates, both rods and radial lamellae coexisted simultaneously in a cell.

We confirmed that, as a common factor in the above two ways, the driving force of lamellae formation should be influenced by the angle between the γ -phase $\langle 100 \rangle$ direction and the local growth direction defined as being perpendicular to the solid/liquid interface.

(Received August 26, 1994)

Keywords: nickel-tungsten, eutectic, directional solidification, rod structure, lamellar structure

I. 緒 言

従来より、凝固方向を一方向に制御し形態を単純化することで、共晶凝固機構に関する多くの知見が得られてきた⁽¹⁾⁻⁽⁸⁾。また、実用面からは、この手法は第二相を強化相とする複合材料の *in situ* 製造過程として、数多くの共晶系についての報告例が知られている⁽⁷⁾。このような背景において、共晶合金の一方向凝固における組織や形態決定についての基本的な概念は、組成的過冷理論や Jackson/Hunt 理論⁽⁵⁾ (以下、J/H 理論)に負うところが多く、nonfaceted/nonfaceted 共晶系⁽⁴⁾⁽⁶⁾の凝固機構については、よく説明されてきた。

本論文の対象である Ni-W 共晶合金は、共晶複合材料の基礎系としての報告例が多く⁽⁹⁾⁻⁽¹³⁾、 γ (Ni)相のマトリクス中に矩形や六角形状の α (W)相(6 vol%)をウィスカー状に分散した

組織が得られることが知られている。

Kurz と Lux は、Ni-W 系を含む数種の共晶系において、凝固速度の増加に伴い第二相の形態が繊維状(rod)から層状(lamella)へ形態遷移を生ずるという現象を認めた⁽⁹⁾。彼らは Ni-W 系における α 相の形態遷移現象に関し、Cooksey らの「第二相体積率と安定形態の関係」⁽¹⁾に基づき考察をしている。具体的には、凝固速度の増加に伴い層の間隔と繊維の間隔の比が増大する事実から、 α 相において層状形態の安定性が増加するとした。一方、Cline らは固相間界面の結晶学的関係から形態遷移機構の説明を試みた⁽¹⁰⁾。しかし、Cline の実験凝固速度は一つであり、速度と形態の関係は明確でない。また、どの報告例においても、現象解析の基本となる遷移現象自体を客観的に把握するために必要な実験事実を示していない。

そこで本論では、この現象を明らかにする目的で凝固速度をパラメータとした α 相の形態変化を追試することに加え、一方向凝固時の水焼き入れによる凍結固液界面の観察、および固液相間と固相間の方角関係に関する測定を試み、 α 相の形態遷移現象に対するより客観的な理解を得ることを試みた。

† 1994年3月日本金属学会春期大会において一部発表

†† 早稲田大学大学院生

††† 早稲田大学大学院生、現在：日新製鋼(株)鉄鋼研究所

†††† 早稲田大学大学院生、現在：東燃テクノロジー(株)

II. 実 験 方 法

1. 実験材料, 母合金作製

一方向凝固に供するための母合金作製の原材料として, 99.8 mass%Ni 粉末と 99.9 mass%W 粉末を用いた. これらの粉末を共晶組成 (Ni-21 at%W), 総量 80 g になるよう秤量し, 混合, 真空焼結 (1073 K, 10^{-3} Pa 以下, 3.6 ks) の後, Ar+3% H_2 雰囲気中でアーク溶解を行った. この過程により均質な合金母材を得た.

2. 一方向凝固装置

実験に用いた一方向凝固装置は縦型 Bridgman 式⁽³⁾であり, 駆動用モーターと無断变速機の組合せにより, 30 mm/h までの任意の凝固速度を設定できる. また, モーターの回転数をフィードバック制御し凝固速度の正確を期した.

実験上, 共晶成長を乱す種々の要因, いわゆる fluctuation が極力排除される装置構成が望ましい. その対策として試料支持系統を炉体駆動部から切り離すことで, モーターの機械的振動が試料に直接伝達しないよう配慮した. 次に, 炉内温度場の安定性を確保するため, 高温安定性に優れた MoSi₂ 系発熱体を使用し, 炉温が設定温度に対して ± 0.1 K 以内になるよう PID 制御を行った. 一方向凝固過程における合金試料の酸化を防ぐため, 試料保護管内部に終始 Ar+3% H_2 混合ガスを 0.5 L/min で導入した. なお, 共晶温度 (1773 K) での温度勾配 G は, 4.0 K/mm であった.

3. 方向凝固プロセスと組織観察

炉心管内部に固定した外径 15 mm, 内径 11 mm, 長さ 600 mm の再結晶 Al_2O_3 タンマン管内に合金母材を挿入し, 炉内均熱部 (1910 K) で母材を溶融した. この状態で 3.6 ks 保持し, タンマン管を合金融液の下端温度が共晶温度直上 (+50 K) になる位置まで引き下げ, この時点で炉体を上方へ移動開始した. その際, タンマン管底部でランダムに核生成した共晶結晶粒をある程度選択することを意図し, 比較的速い凝固速度, $R=30$ mm/h で 10 mm 程度凝固させた. 次に設定した凝固速度

に変更し, 約 30 mm 凝固させた時点でタンマン管を氷塩水浴中に自由落下させ, 固液界面の凍結を行った. 設定した凝固速度は, 1 mm/h~16 mm/h 中の 8 段階であり, 凝固速度は炉体移動速度に等しいものとした.

凝固終了後, 成長方向に対して垂直な断面(横断面)と凍結固液界面を含む平行な断面(縦断面)について, 光学顕微鏡と SEM による組織観察を行った. 特に, 縦断面については共晶融液と平衡する α 相の界面形状を調査の対象とした. SEM による組織観察では, α 相の立体形状をより明確にするため HCl+ H_2O_2 水溶液を用いて γ 相を選択的に適当量腐食除去する手法を用いた. また, 一部の試料については, γ 相の結晶方位を調べる目的で HCl+ H_2O_2 希薄水溶液により, 試料横断面の γ 相上にエッチピットを生成させ面指数の同定を試みた.

III. 結果および考察

1. 凝固速度と形態遷移現象の相関について

(1) α 相の晶出形態と凝固速度の関係

Fig. 1 に凝固速度と横断面の代表的組織の関係を示す. 凝固速度が $R=8$ mm/h 以下の場合, ほぼ全域において α 相は繊維状形態をとるが, 一部の共晶粒は層状形態を示した (Fig. 2). すなわち, α 相が「繊維状形態を示す共晶粒」と「層状形態を示す共晶粒」が混在し, 二種類の形態が同一試料内に共存することを確認した. このような「繊維状の α 相の共晶粒と層状の α 相の共晶粒の共存」(以下, 「共晶粒の違いによる形態の共存」) の一例 ($R=1$ mm/h) を Fig. 2 に示す. この種の「形態の共存」は, 1 mm/h~12 mm/h のどの試料にも見られた. しかし「層状形態を示す共晶粒」が横断面に占める割合は各凝固速度によってまちまちであり, 凝固速度との相関関係は認められなかった.

これに対し, Fig. 1 の凝固速度 $R=16$ mm/h の組織では, Fig. 2 の平行平板状の層状形態ではなく, 放射状に層状形態の α 相が観察された. これは, 組織の様子から速度増加に伴い G/R が低下し共晶凝固界面がセル状界面となった為に現れた⁽⁸⁾, と判断できる. また, Fig. 1 において繊維状形態はセル中心部に僅かに見られ, 結果として横断面に占める層状形態の

Fig. 1 Effect of growth rate on transverse morphology.

Fig. 2 A lamella eutectic grain coexists with rod eutectic grains. ($R=1$ mm/h): (a) optical microscope image; (b) SEM images of rod eutectic grain and (c) lamella eutectic grain.

割合が多くなった。この場合、同一共晶粒内において二種類の形態が共存しており、凝固速度 12 mm/h 以下の試料で観察された「共晶粒の違いによる形態の共存」とは異なった。これらの事実および判断から、Kurz と Lux によって従来認識された形態遷移現象⁽⁹⁾は、「凝固速度の増加に伴い固液界面が平滑界面からセル化すると、横断面に占める繊維状形態と層状形態の割合が劇的に変化する現象」として捉えなおすことができる。

一方、この現象を「速度増加に伴い、層状形態を示す共晶粒が増加する現象」と認識するのは本実験の事実と反する。以上、得られた α 相の晶出形態と凝固速度の関係を Table 1 にまとめる。

(2) 凝固速度と相間隔の関係

次に、横断面組織における凝固速度と相間隔の関係を各形態について測定した結果を Kurz の結果と併せて Fig. 3 に示す。なお、繊維状形態の α 相の間隔については、約 10^{-2} mm² の横断面中に存在する繊維状形態の α 相の本数を調べ、等間隔で方形配置した場合の換算値を用いた。この測定結果は Kurz の報告とよく一致した。また、繊維状形態の α 相の間隔は J/H 理論における nf/nf 共晶系の最小過冷条件⁽⁵⁾に従い、凝固速度のおよそ 0.5 乗に比例するが、一方、層状形態の α 相の間隔は 0.4 乗に比例しており、速度増加に伴い相間隔の比が増大する傾向にあることが追認された。

次に、凝固速度の増加に伴う α 相の形態遷移現象の観点か

Fig. 3 Variations in α -phase spacing λ on rod and lamella structures with growth rate R .

Table 1 Variation in transverse morphology and type of the S/L interface with growth rate.

Growth rate, $R/\text{mm} \cdot \text{h}^{-1}$	1	2	4	6	8	10	12	16
Type of eutectic interface*	P	P	P	P	P	P	P	C/D
α -phase morphology**	R+L	R+L	R+L	R+L	R+L	R+L	R+L	L+R

* Type of interface: P-planar interface, C/D-cellular eutectic and γ dendrite

** Type of α -phase morphology:

R+L-dominant rods morphology with small lamellae grains

L+R-radiational lamellae and small amount of rods in eutectic cell

Temperature gradient at eutectic temperature, $G=4.0 \text{ Kmm}^{-1}$

らこの結果を捉える。Kurz の報告において、層状形態の α 相の間隔は凝固速度 ~ 200 mm/h まで測定結果があるのに対し、繊維状形態の α 相の間隔は 18 mm/h より大きい速度の測定値が存在しない。このことは 18 mm/h $\sim$ 200 mm/h の速度領域では層状形態のみが観察され、繊維状形態の集合は観察されなかったものと解釈できる。これは、本実験の結果において 1 mm/h $\sim$ 12 mm/h の速度で共晶粒の違いにより形態が共存し、16 mm/h の試料で放射状の層状形態が支配的となった現象と一致している。したがって、Kurz が比較的に速い凝固速度領域で観察した層状形態は、界面のセル化に伴って生じた放射状の層状形態であったと推察される。ただし、Kurz の報告に限らず速度と組織の関係を具体的に示した例が少ないため、従来の報告⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾⁽¹²⁾だけでこの遷移現象を正確に捉えることは困難と言える。

(3) 形態遷移現象のまとめ

以上、凝固速度をパラメータとした組織変化、相間隔変化についての結果と Kurz の報告から、Ni-W 系において次の二種類の層状形態の発現様式を確認した。

(1) 「共晶粒の違いにより繊維状形態と層状形態が共存した。」

(2) 「凝固速度 16 mm/h 以上では、凝固界面のセル化(不安定化)により放射状の層状形態が生成した。」

このうち、凝固速度の増加に伴う形態遷移現象は後者(2)の発現様式によるものと認識できる。

次に、(2)の遷移現象の発生機構、換言すれば「界面がセル化すると何故、層状形態が現れるか」という問題を解明するためには別途に実験的知見が必要となる。ここで J/H 理論における「界面エネルギー異方性と第二相形態の関係」⁽⁶⁾から、 α 相の形態と α/γ 晶癖面関係に相関があるものと考えた。そこで、平滑界面で凝固した試料を用い α 相の形態により α/γ 固相間隔にどのような結晶学的関係の違いがあるかを調べることにした。

2. α 相の形態による α/γ 界面の結晶学的関係

(1) 「繊維状形態を示す共晶粒」の結晶学的関係

Fig. 4 に凝固速度 2 mm/h で成長させた試料の、凍結固液界面を含む縦断面の光学顕微鏡写真(a)、光顕拡大像(b)、固液界面近傍の α 相(繊維状形態)の SEM 像(c)、および (c) に対して面指数を与えたもの(d)である。光顕写真(a)から、一方向凝固した部分は α 相が固液界面に対してほぼ垂直に整列していることが観察された。また、液相に相当する部分は γ デンドライトと共晶で構成されている。SEM 像(c)は、(a)、(b)の固液界面近傍における α 相形状を、周囲の γ 相を腐食除去して観察したものである。(b)の矢印部分と(c)から α 相先端は槍状を示しており、ファセット面を有することが確認できた。また、槍の柄の部分に相当する γ 相との固相間界面も晶癖面で構成されており、 α/γ 固相間界面に低い界面エネルギーを与える結晶学的関係が存在することを示唆する。

ここで、 α 相の固液界面を体心立方晶の最密面である $\{110\}$ とすると、SEM 像の各面に対して(d)のように面指数が与えられ、固相間界面における α 相側の晶癖面が $\{110\}$ 面で構成されることが推察される。また、繊維状の α 相の $\langle 100 \rangle$ 方向は凍

Fig. 4 Longitudinal section of the water quenched solid/liquid interface ($R=2$ mm/h): (a) and (b) optical microscope images; (c) SEM image of an α -phase microstructure at the S/L interface; (d) crystallographic relationships between the orientation of the faceted planes and the growth direction on the α -phase in Fig. (c).

結固液界面に垂直な方向(共晶の成長方向)とはほぼ一致している。以下、「成長方向」(growth direction)を「固液界面に垂直な方向」と同義に用いる⁽¹⁴⁾。

次に一方向凝固試料の横断面の γ 相上に、エッチピットを生成させ、 γ 相の面方位について調査した結果を Fig. 5 に示す。SEM 像(a)において断面形状が矩形または六角形状の α 相が観察され、 α 相の周囲と SEM 像中央部にエッチピット(孔食)が存在する。それらの配置の幾何学的関係から各晶癖面に指数を与え、それを(c)に示す。SEM 像中央部の γ 相上のエッチピットの形態より、固液界面に垂直な方向が、ほぼ γ 相の $\langle 100 \rangle$

Fig. 5 Crystallographic relationships between γ and α phases on a rod eutectic grain ($R=12$ mm/h): (a) SEM image of the transverse section with etch pits on γ -matrix; (b) view of (c); (c) schematic illustration of crystallographic relationships.

方位と平行であることが解る⁽¹⁵⁾.

この事実は, Fig. 4(a)で液相中に成長した γ デンドライトが, その優先成長方位が $\langle 100 \rangle$ であり⁽¹⁶⁾, 固液界面にはほぼ垂直に成長していることから確認できる. また, γ 相側の固相界面は $\{100\}$ 面で構成されることがわかる. 以上, Fig. 4 で得られた α 相側の面指数と併せ, α/γ 固相界面について Fig. 5(c) に示す関係が得られた.

なお指数付けに際して, γ 相の四角錐状の孔食面の指数を $\{110\}$ とした. $\{100\}$ を仮定しても同様の形状の孔食が得られることが知られているが, 孔食の深さから $\{110\}$ の仮定を妥当とした.

(2) α 相形態と γ 相の成長方位

Fig. 2 にみるように凝固速度: $R \leq 12$ mm/h では, 「層状形態を示す共晶粒」と「繊維状形態を示す共晶粒」が同一試料内に共存する. Fig. 6 にこれら 2 つの形態が共存する部分の, 凍結固液界面部の縦断面と, 界面下方の横断面を対応させた光学顕微鏡写真を示す. α 相が繊維状を示す部分の固液界面前方

Fig. 6 Relationship between the γ -phase $\langle 100 \rangle$ direction and the α -phase microstructure. ($R=6$ mm/h): (a) longitudinal section; (b) transverse section.

Table 2 Crystallographic relationships between the α and γ phases.

S/L interface	morphology	Crystallographic relationships
Planar (1~12 mm/h)	rods grain	G.D. $\parallel \gamma \langle 100 \rangle // \alpha \langle 100 \rangle$
		Habit plane (1) : $\alpha \langle 110 \rangle // \gamma \langle 100 \rangle$ Habit plane (2) : $\alpha \langle 010 \rangle // \gamma \langle 110 \rangle$
	lamellae grain	G.D. $\neq \gamma \langle 100 \rangle$

Def: Growth direction (G.D.) $\equiv$ Perpendicular to the solid/liquid interface

における γ デンドライトは, 固液界面に対してほぼ垂直に成長している. 一方, 層状の部分の γ デンドライトは固液界面に対してかなりの角度を有している. ここで, 焼き入れで形成された γ デンドライトの方向は, 共晶粒における γ 相の $\langle 100 \rangle$ 方位の情報を継承していると考えられる. すると α 相が「層状を示す共晶粒」では, γ 相の $\langle 100 \rangle$ 方位と共晶の成長方向(固液界面に垂直な方向)が互いに大きく離れているものと解釈できる. 「繊維状を示す共晶粒」については, Fig. 4(a)でも示したように $\gamma \langle 100 \rangle$ 方位と成長方向がほぼ平行であり, Fig. 5 に示した関係とも一致する. しかし, 「層状を示す共晶粒」における α/γ 界面についての具体的な結晶学的関係については, 今回の一連の実験の結果からは得られなかった.

以上, α 相が繊維状形態および層状形態を示す共晶粒について, 得られた各相間の結晶学的関係をまとめて Table 2 に示す. なお, 結晶学的関係は Kraft の表記法⁽¹⁴⁾による.

(3) 層状形態を示す共晶粒の発現について

Table 2 に示したように, α 相と γ 相の間には特定の結晶学的関係が存在しており, この関係により低エネルギーの晶癖面 (habit plane)⁽⁵⁾ が構成されていると考えられる. また指数付けの結果から繊維状形態の場合, α 相の周囲に存在する四つの晶癖面は結晶学的に等価である. 換言すれば, 界面エネルギーの等しい四つの晶癖面に囲まれるため α 相の平衡形態が正方形断面を形成する, と解釈できる.

一方, 「層状形態を示す共晶粒」について γ 相の $\langle 100 \rangle$ 方位と共晶の成長方向の関係は, Fig. 6 に観察されるように「繊維状形態を示す共晶粒」のように互いに平行ではなく相対的に大きな角度をなす. このことが, α 相の周囲の四つの固相界面のうち, 向かい合う一組の界面エネルギーを他の一組に対して相対的に上昇させ, 層状形態を発現させる要因になると推察する.

3. 速度増加に伴う形態遷移現象

(1) 二種類の層状形態の発現様式

W. Kurz/B. Lux は, 凝固速度の増加に伴って層状形態の間隔が繊維状形態に対して相対的に大きくなり, その結果として層状形態が安定化されると述べている⁽⁹⁾. この考えに従えば凝固速度の増大により「繊維状形態を示す共晶粒」に対する「層状形態を示す共晶粒」の安定性が増すことになる. その場合, 形態遷移現象は「凝固速度の増加に伴って「層状形態を示す共晶粒」の割合が次第に増加する現象」として観察されるはずである. しかし, このような現象は本実験の結果では認められな

かった。その必然性として「層状形態を示す共晶粒」と「繊維状形態を示す共晶粒」の成長速度を比較すると、前者は γ 相の優先成長方位： $\langle 100 \rangle$ 方位⁽¹⁶⁾が共晶の成長方向から大きく離れている (Fig. 6)。ゆえに、「層状形態を示す共晶粒」は凝固速度が大きいほど一方方向凝固過程で淘汰されるべき性質の共晶粒であることが推察される。

一方、固液界面の不安定化に伴って生ずる層状形態は凝固速度の増加によりその安定化が促進される。すなわち、成長過程で淘汰される性質の共晶粒ではなく、速度増加に対して安定に存在することがわかる。

これらをふまえて二種類の層状形態の発現を整理する。まず、共晶粒の違いによって現れる層状形態は、坩堝底部で無作為に核生成した共晶粒のうち、 γ 相の優先成長方位 $\langle 100 \rangle$ と成長方向 (固液界面に垂直な方向) が異なるものが成長したものにみられる形態と認識できる。したがって、この層状形態の発現様式は、生来、速度増加に対して安定ではない。

他方、凝固速度の増加に伴って生ずる層状形態は、固液界面が G/R の低下により不安定化することで生ずる形態であり、層状形態の発現様式としては速度増加に対して安定である。以上の考えによると、速度増加に伴う繊維状から層状への形態遷移現象は、固液界面の不安定化によるものと捉えることができる。

(2) 固液界面の不安定に伴う層状形態

次に、固液界面が不安定化すると何故、層状形態が生ずるのかを検討してみる。固液界面が不安定化しセル状の界面になると、セルの先端部と側面では成長方向が異なる。すなわち、固液界面に対して垂直な方向は平滑界面の場合と違って、界面の位置によって異なる。一方、 γ 相の $\langle 100 \rangle$ 方位は固液界面の位置によらずセルの内部において一定の方向を持つであろう。するとセル状の固液界面の、ある微小領域における成長方向 (local growth direction)⁽¹⁷⁾は γ 相の $\langle 100 \rangle$ 方位と異なる。

このように考えると「共晶粒の違いによる層状形態」と「界面の不安定化に伴う層状形態」では、その発現様式は見掛け上異なる。しかし、これらの共通の因子として「固液界面のある局所領域で層状形態を生ずるか否かは、その局所領域の成長方向が γ 相の $\langle 100 \rangle$ 方位と一致するか否かによる」ことが抽出できる。

この考え方の一つの例証として、Fig. 1 の 16 mm/h の組織写真を挙げることができる。まず、セルの中心部に繊維状形態が僅かに観察されるが、この部分では γ 相の $\langle 100 \rangle$ 方位と固液界面の局所的な成長方向が一致すると考える。また、セル周辺部においては、 γ 相の $\langle 100 \rangle$ 方位と局所成長方向が異なり、その結果として層状形態が安定化すると説明できる。

4. α 相と共晶融液との固液界面観察

ここで本論の内容とは直接関係ないが、Ni-W 系の共晶成長における固液界面の観察結果について考える。Fig. 4(c)における共晶 α 相の成長固液界の状態をみると、先に触れたように明らかにファセット面で構成されている。一般に、多様な様相を見せる二元共晶系の凝固形態は、母相および第二相の固液界面の状態がファセットまたはノンファセットのいずれに相当するかで分類される⁽²⁾⁽⁴⁾⁽⁶⁾。この分類によれば、Ni-W 系の共

Fig. 7 Gravity segregated α -primary crystals in hyper-eutectic Ni-W alloy.

晶 α 相がファセット相に相当することがわかる。一方、固液界面の状態に関する Jackson の考え方によれば、金属の熔融エントロピーが物質によらずほぼ一定であり、固液界面はノンファセット界面になることが予想される⁽²⁾。そこで、液相内で自由成長する初晶の α 相を観察し、共晶 α 相の成長固液界面と比較を行った。

光顕写真 Fig. 7(a)にみられる球状の組織は、過共晶 Ni-25 at%W 合金の凝固時に重力偏析した初晶 α 相である。Fig. 7(b)は、 γ 相を腐食除去することで初晶 α 相の形態を SEM で立体的に観察したものである。光顕像では一見して晶癖は認識できないが、SEM 像より自由成長する初晶 α 相にもファセット固液界面が観察された。なお、このファセット面が腐食によって現れたものでないことは、SEM 像(b)において初晶 α 相の円形の研磨断面およびエッジに腐食の痕跡がないことから確認できる。

近年、Kurz/Fisher は金属/非金属共晶の相間隔調整機構に関して、非金属相の固液界面に摂動を適用した⁽⁸⁾⁽¹⁸⁾。しかし、金属相の固液界面においてもファセット面が確認される以上、非金属相の固液界面に対するその適用は、成長固液界面の観察を含めて検討を要するであろう。

IV. 結 言

文 献

一方向凝固した Ni-W 共晶合金における、「凝固速度の増加に伴う α 相の繊維状から層状への形態遷移現象」について、現象の明確化および遷移機構について検討した。その結果は以下のように要約できる。

(1) 層状形態の発現様式には次の二種類存在する。

① 「共晶粒の違いによる繊維状の α 相形態と層状の α 相形態の共存」

② 「凝固界面のセル化による放射状の層状形態の生成」

(2) このうち、速度増加に伴う形態遷移現象自体は後者②の発現様式による。

(3) ①の発現様式において、 α 相が「層状を示す共晶粒」と「繊維状を示す共晶粒」では、共晶の成長方向と γ 相の $\langle 100 \rangle$ 方位の関係が異なる。

(4) 層状形態の発現様式としては二種類存在するが、層状形態の発現機構は双方ともに、 $\gamma\langle 100 \rangle$ 方位と固液界面の局所成長方向の違いに起因するものと考ええる。

尚、本研究は文部省科学研究費により行われたことを付記し、関係各位に深く感謝いたします。

- (1) D. J. S. Cooksey, D. Munson, M. P. Wilkinson, A. Hellawell: *Philos. Mag.*, **10**(1964), 745.
- (2) K. A. Jackson: *Liquid Metals and Solidification*, A. S. M. Cleveland, Ohio, (1958), 174.
- (3) F. R. Mollard and M. C. Flemings: *Trans. TMS-AIME*, **239**(1967), 1526.
- (4) J. D. Hunt and K. A. Jackson: *Trans. TMS-AIME*, **236**(1966), 843.
- (5) K. A. Jackson and J. D. Hunt: *Trans. TMS-AIME*, **236**(1966), 1129.
- (6) J. D. Hunt and D. T. J. Hurle: *Trans. TMS-AIME*, **242**(1968), 1043.
- (7) M. Mclean: *DIRECTIONALLY SOLIDIFIED MATERIALS FOR HIGH TEMPERATURE SERVICE*, TMS, (1983), 55.
- (8) W. Kurz and D. J. Fisher: *Fundamentals of Solidification*, Trans. Tech. Publication, (1986), 97-113.
- (9) W. Kurz and B. Lux: *Metall. Trans.*, **2**(1971), 329.
- (10) H. E. Cline, J. L. Walter, E. Lifshin and R. R. Russell: *Metall. Trans.*, **2**(1971), 189.
- (11) A. Lasalmonie and J. W. Martin: *Acta Metall.*, **22**(1974), 1499.
- (12) M. Bamberger, S. F. Dirnfeld and Y. Zuta: *J. Cryst. Growth*, **73**(1985), 142.
- (13) J. C. Williams, G. Garmon: *Metall. Trans. A*, **6**(1975), 1699.
- (14) R. W. Kraft: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **221**(1961), 704.
- (15) 昆 謙造: *Boundary*, **4**(1988), 64.
- (16) B. Chalmers: *Principles of Solidification*, R. E. KRIEGER PUBLISHING COMPANY, Florida, (1982), 117.
- (17) J. D. Hunt and J. P. Chilton: *J. Inst. Met.*, **91**(1962), 338.
- (18) D. J. Fisher and W. Kurz: *Acta Metall.* **28**(1980), 777.