

構成相の種類・形態など材料組織により材料特性は影響され、凝固組織は、合金組成のほか凝固条件により影響を受け、その予測が特に望まれている。本論文は、相・組織選択過程の解明を目指し、実験ならびにモデル計算によって検討したもので、全6章より成る。

第1章では、一方向凝固における相・形態の選択基準として、競合している各晶出相・形態のうち最も界面温度の高い相・形態が晶出する、と考えるMaximum Temperature Criterionを中心に既往の研究を概観し、本論文の目的・構成について述べた。

第2章では、Fe-Cr-Ni系合金の低凝固速度域での共晶成長について、共晶相と単相セル成長の競合成長の問題として、その協調成長領域を検討した。Cr+Ni=30 mass%付近で δ 相と γ 相は一変系共晶をなすが、通常の凝固条件では規則共晶組織は確認されていない。低凝固速度・高温勾配の条件下での一方向凝固実験より実験的に $\delta + \gamma$ 共晶が確認され、この共晶の成長条件は共晶と単相成長の凝固界面温度計算から予測される条件と一致した。さらに、共晶をなす δ 相と γ 相の組成差が小さいため、その共晶の相間隔は初晶のデンドライト間隔程度まで大きくなっている。そのため、いずれかの相が初晶として晶出する条件下では、共晶として規則的に晶出する余地の無いことがこの系で規則共晶が見られない理由であると推論した。共晶成長が定常に至るまでの初期遷移過程における凝固組織変化についても実験的に確認を行った。協調成長条件下では、その初期組成によって、共晶成長の開始から定常に至るまでにラメラ状からロッド状へと形態の遷移が起こり得ることを明らかにした。

第3章では、包晶系合金を平滑界面成長するような条件下で成長させた場合の安定相と準安定相の選択について、Fe-Ni合金をモデルとして検討を行った。相選択基準により予想される安定 δ 相セル/準安定 γ 相平滑界面の遷移について検証を行うとともに、亜包晶組成において晶出するとされる両相のバンド状成長・ラメラ状成長についても検討を行った。十分長く成長させ定常状態の条件下では、温度勾配/凝固速度比が大きくなるとともに、亜包晶組成で安定 δ 相セル成長から準安定 γ 相平滑界面成長への遷移が確認され、競合成長の計算から予測される遷移条件と一致した。

亜包晶合金で準安定 γ 相平滑界面へと至る初期遷移過程において、最初に平滑 δ 相で成長を開始し、定常状態の平滑 γ 相へと遷移することを確認した。その遷移過程では、 δ/γ 両相のラメラ成長、バンド状成長の両方が確認された。ここでラメラ状成長は、 δ 平滑界面の後方で進行している δ/γ 固相変態が、凝固の進行にともない δ 平滑凝固界面温度の低下ならびに δ/γ 変態温度の上昇により、 δ 平滑凝固界面に追いつくことによって成長を開始した。第2相の成長開始過程は、 δ 平滑凝固界面での γ 相核生成と δ から γ への固相変態成長

の競合によって決まると考えられ、 γ 相核生成に必要な過冷度の大小によって遷移のモードが変化し、Fe-Ni系では、この過冷度は小さく0.7 K程度と計算され、ラメラ成長のしやすい系であると結論した。一方、この過冷度より小さい過冷度で γ 相が核生成した場合には、バンド状成長が起こると考察した。

第4章では、三元系における一変系共晶間の相選択を検討し、炭化物共晶成長に対する基礎的データの測定を行った。Fe-Cr-C系、Fe-V-C系、Fe-Mo-C系試料について、一方向凝固実験と同時に温度測定を行った。それぞれの系において晶出する $\gamma+M_3C$ 、 $\gamma+M_7C_3$ 、 $\gamma+VC$ 、 $\gamma+M_6C$ 、 $\gamma+M_2C$ 共晶について、共晶系において知られている $\Delta T=kV^{1/2}$ 、 $\lambda V^{1/2}=\text{constant}$ の関係を確認し(ΔT ;過冷度, V ;凝固速度, λ ;ラメラ間隔), それぞれの共晶に固有である $\lambda V^{1/2}$ のConstant値ならびに k 値を求めた。これらの値は、各共晶を構成する γ 相と炭化物相の組成差 C' 、平均液相面勾配 m により整理することができ、系によらず $\lambda V^{1/2}$ の値は、 $(mC')^{-1/2}$ に比例し、 k の値は $(mC')^{1/2}$ に比例することが確認された。

第5章では、第4章において測定した k 値を用いて、Fe-M-C (M: Cr, V, Mo)三元系の亜共晶組成において、 γ デンドライト樹間に第2相として晶出する共晶を予測する相選択マップを作成・検討した。Thermo-Calcを援用して安定・準安定系状態図を計算し一変系共晶線の位置・温度を求め、 γ 相晶出時の凝固パスを考慮したモデルを用いて、相選択マップを作成した。この結果、Fe-Cr-C系の包共晶反応にともなう $\gamma+M_7C_3/\gamma+M_3C$ の遷移凝固速度を比較的良く予測することができた。一方、Fe-V-C系での三元共晶点での $\gamma+VC/\gamma+M_3C$ の遷移、低温相の k 値の方が大きいFe-Mo-C系の $\gamma+M_6C/\gamma+M_2C$ 包共晶反応では、等遷移速度線に幅ができる状況が考えられる。このことから、一方向凝固実験で確認されていた $\gamma+VC/\gamma+M_3C$ 両共晶のバンド状成長に対して遷移凝固速度の観点からのバンドループを考察した。

第6章は本論文の総括である。

以上を要するに、本研究は、鉄基二・三元合金の包・共晶合金の相・凝固組織選択を解明したもので、凝固・結晶成長工学の進展に寄与するところ大きい。よって本論文は博士(工学)学位請求論文として合格と認められる。