

二相が独立して成長するオーステナイト系 ステンレス鋼の凝固形態の提案

井上 裕滋*・小関 敏彦*

Proposal of Independent Two Phase Growth during Solidification in Austenitic Stainless Steels

Hiroshige INOUE and Toshihiko KOSEKI

Synopsis : Solidification morphologies of austenitic stainless steel weld metals that solidified with primary ferrite were investigated in terms of crystallography. At the fusion boundaries, austenite grows first with plane-front morphology from the base metal austenite in an epitaxial manner. Then, ferrite forms on the growing austenite by keeping the Kurdjumov-Sachs orientation relationship with the austenite. The ferrite grows, as the primary phase, more rapidly with dendritic morphology than the planar austenite. Though the phase diagram indicates that the formation of the austenite results from the eutectic reaction in the primary ferrite solidification mode, no specific orientation relationship was confirmed by crystallographic studies between the primary ferrite and the interdendritic austenite. The austenite is found to grow independently of the primary ferrite, growing along $\langle 100 \rangle$ direction, even when the primary ferrite changes its growth direction. Consequently, it is suggested that the austenite in the interdendritic regions is not restricted by the primary ferrite during the growth. The growth manner of the primary ferrite and secondary austenite is named as “independent two-phase growth”, and was confirmed not only in weld metals but in cast metals.

Key words : solidification; independent two phase growth; welding; casting; divorced eutectic; dendrite; nucleation; austenitic stainless steel; primary ferrite; crystallographic orientation relationship.

1. 緒言

鉄鋼材料をはじめとして工業的に有益な合金の多くは二相凝固することが知られている。この場合の凝固形態には、共晶、包晶、偏晶の三つの形態があり、従来からそれらの形成機構が検討されてきた。共晶については、詳細な理論解析により精度の高い成長モデルが提案され^{1,2)}、スペーシングと成長速度および過冷度の関係が確かめられている^{3,4)}。また、ラメラ共晶二相間には、成長方向と界面の両方において特定な結晶方位関係が存在することが知られている^{5,6)}。これは、ラメラスペーシングが小さく、二相間には非常に大きな界面エネルギーが存在するため⁷⁾、その界面エネルギーを最小にすべく一定の結晶方位が相間で発達するためと言われている⁸⁾。他方、包晶についても、組織形成過程の解析^{9,10)}や成長モデル¹¹⁾が提案され、二相間には特定の結晶方位関係が存在することも報告されている¹²⁾。すなわち、共晶や包晶は、凝固時の二相が組成や結晶方位を相互に関連させながら成長するものと理解される。

ところで、鉄鋼材料の二相凝固に関しては、 δ フェライト（以下、 δ と記す）とオーステナイト（以下、 γ と記す）の相安定性や相選択等の検討に限られ¹³⁻²⁴⁾、結晶学的な検討は少ない²⁵⁻²⁷⁾。これは、鉄鋼材料が、凝固後に変態・加

工を受け、さまざまな熱履歴と複合されて複雑な組織が形成されることにより凝固段階での情報が残りにくいためである。そこで本研究では、二相凝固する鉄鋼材料の中でも、凝固後の変態挙動が比較的単純であり²⁵⁾、変態後の室温組織においても凝固時の痕跡を残す γ 系ステンレス鋼を対象として、結晶学的な観点からその凝固挙動の検討を行った。

2. 供試材料および実験方法

γ 系ステンレス鋼は、 δ 安定元素と γ 安定元素の比率により凝固形態が変化し、Fig. 1に示す4つのタイプに分類され、凝固モード²⁸⁻³⁰⁾として体系化されている。本研究では、この中でも、初晶 δ で凝固し、凝固途中から γ も晶出して二相で凝固が完了するFAモードの γ 系ステンレス鋼について検討している。これは、 γ 系ステンレス鋼の中で最も幅広く使用されているSUS304やSUS316がFAモードで凝固すること、さらに、炭素鋼においても初晶 δ で凝固した後に γ が晶出する同様の凝固形態であり、本研究での知見の適用範囲が大きいと考えたことによる。供試したステンレス鋼は、19Cr-11Niを基本組成としてCr, Ni以外の元素はできるだけ低減した鋼であり、25kg真空溶解炉で実験室的に溶製した後、5mm厚まで圧延し、1373Kで

固溶化熱処理を施している。また、Fig. 2はThermo-Calc³¹⁾(SSOLデータベース, Version L)を用いてFe-Cr-Ni三元系のFe量を70%一定として作成したCr-Ni擬二元系平衡状態図上に本供試鋼の組成を示したものであり、FAモード凝固であることがわかる。

また、本研究では、凝固挙動の検討に主として溶接プロセスを用いている。これは、後述する方法で凝固組織の現出が比較的簡易であり、また、熱源移動に伴う結晶成長方

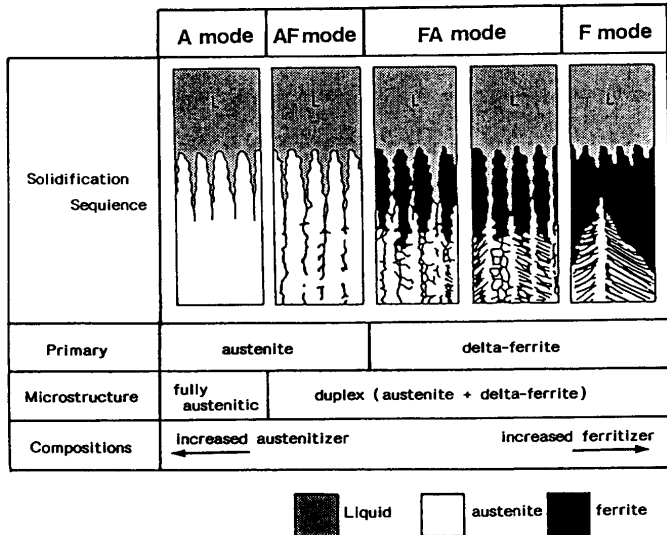


Fig. 1. Summary of solidification modes in austenitic stainless steels observed in welding and casting processes.

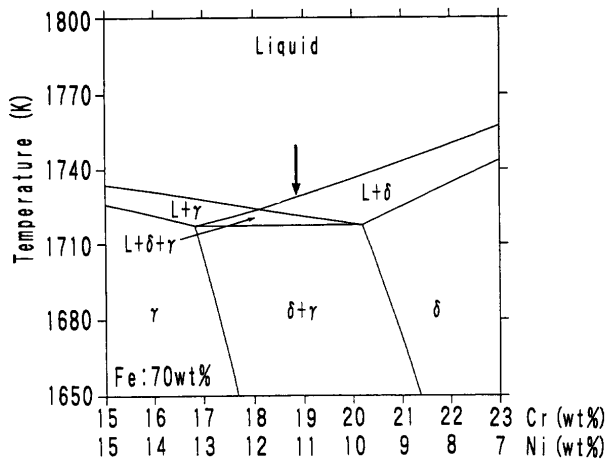


Fig. 2. Pseudo-binary phase diagram for Fe-Cr-Ni alloy at 70wt%-Fe, calculated using Thermo-Calc, showing location of present material composition.

向の変化により、晶出する初晶 δ と第二相 γ の結晶方位および相間の方位関係がどのような挙動を示すかを確認しやすいためである。さらに、溶接金属では、溶融境界の母材(γ)から凝固がエピタキシャルに開始するが、その際の初晶 δ 、第二相 γ の形成挙動が母相 γ との関係で明確化できる利点がある。溶接方法はTIG溶接法を採用し、鋼板上に、アーク電流150A、アーク電圧12Vでアークを発生させ、TIGアークを1.67mm/secの速度で移動させながら照射し、再溶融・凝固させた。凝固組織の現出方法は、溶接途中にトーチ後方、直上より約600Kで溶融したSnを溶接金属上に冷媒として素早く流し込み、凝固中および冷却中の溶接金属を急冷凍結する液体Sn急冷法³²⁾を用いた。組織観察は、Fig. 3に示す各部位の溶接ビードの表面側から行い、結晶方位はEBSP (Electron Back Scattering Pattern)³³⁾により解析を行った。

3. γ 系ステンレス鋼の凝固組織

Fig. 4は、溶融Snを冷媒として19Cr-11Ni系ステンレス鋼をTIG溶接途中に急冷凍結して得られた凝固先端部(Fig. 3の③)の組織である。凝固先端から約50 μ mの領域では δ 単相の明瞭なデンドライトが観察される。また、それ以降の δ のデンドライト境界では、残留融液から連続して γ が晶出しているのが認められる(各相の同定はEBSPによる結晶方位解析にて行った)。このことから、本供試鋼は、Fig. 2の平衡状態図に示された通り、初晶 δ で凝固し、凝固途中から γ も晶出して二相で凝固が完了するFAモードであることが確認された。また、Fig. 5は、凝固先端部(Fig. 3の③)において第二相として晶出した γ の生成開始部分を拡大したものであり、初晶として先行凝固した δ の樹間において、固液前面に曲率をもって張り出した γ がセル状に晶出している。

ところで、Fe-Cr-Ni三元系の凝固においては、Cr含有量が増すと包晶から共晶に遷移し、その遷移点の組成は一般的には、Cr: 14.6~15.0wt%, Ni: 9.5~10.0wt%付近³⁴⁾とされている。したがって、本供試鋼は初晶 δ +共晶の組成範囲に入る。福元ら²³⁾、岡根ら²⁴⁾は、ほぼ同組成のFAモードで凝固する γ 系ステンレス鋼(18.5Cr-11.5Ni)の一方凝固実験において、8 μ m/sec以下の低凝固速度でロッド状もしくはラメラ状共晶を確認しているが、それより凝

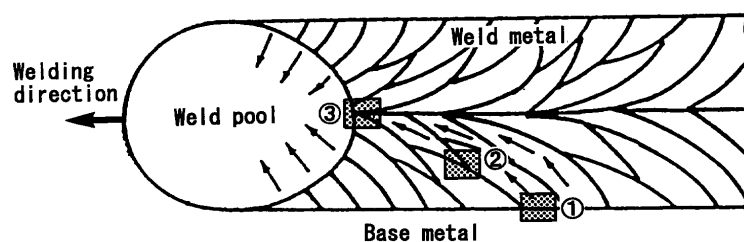


Fig. 3. Schematic illustration of the locations observed in welds.

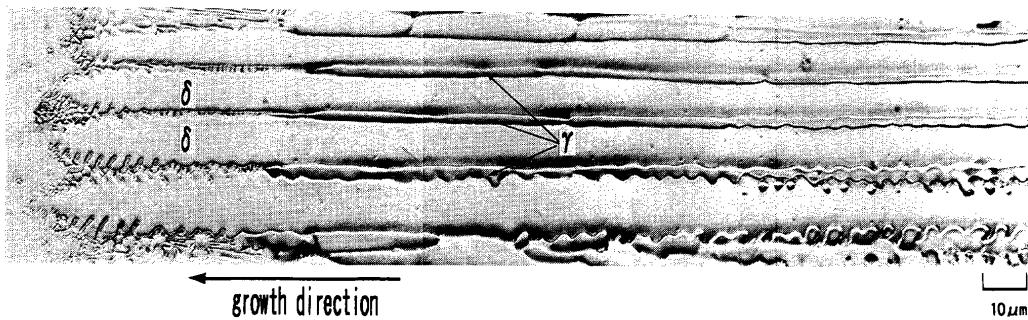


Fig. 4. Microstructural change during solidification and subsequent transformation in the weld metal, obtained by liquid tin quenching method.

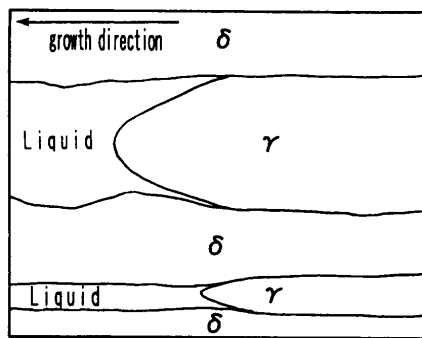
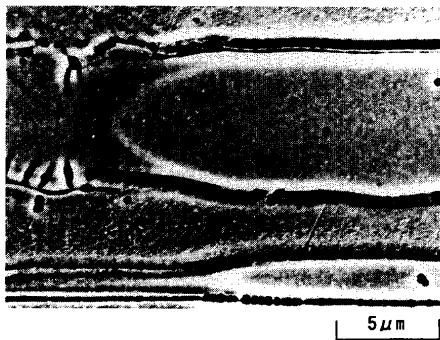


Fig. 5. Growth front of the interdendritic austenite during the primary ferrite solidification, obtained by liquid tin quenching method.

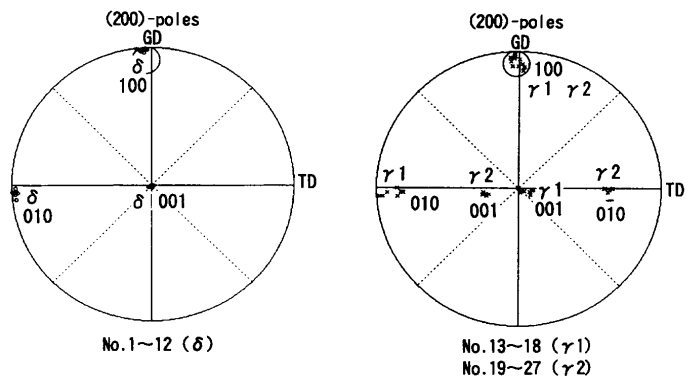
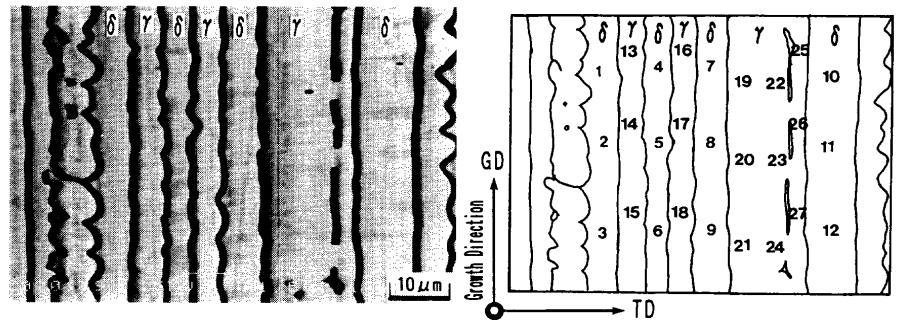


Fig. 6. EPSP analysis results for the primary ferrite and the interdendritic austenite near the solidification front quenched during the solidification.

固速度が大きくなると δ がセルもしくはデンドライト成長へと移行することを示している。本研究の凝固条件でも、初晶 δ は樹間融液が共晶組成に達するまでデンドライト成長を続け、その後、樹間では共晶を形成することが予想された。しかしながら、Fig. 5に見られるように、本研究の凝固条件では、初晶凝固した δ 樹間の組織は δ と γ のラメラもしくはロッド共晶ではなく、塊状の γ 単一相である。このことは、初晶 δ が共晶点を過ぎて凝固し続け、樹間の液相の全部が γ 単一相として生成する、いわゆる分離共晶³⁵⁾的に晶出した結果と考えられる。

4. 凝固時の δ/γ 間の結晶方位関係

急冷凍結で得られた凝固先端部 (Fig.3の③) における δ と γ の結晶方位解析結果をFig. 6に示す。なお、Fig. 6の写真上方向が凝固成長方向とほぼ一致している。 δ (測定点 No. 1~12) と γ (測定点 No. 13~27) はともに、その優

先成長方向である $\langle 100 \rangle$ 方向が凝固方向と一致しており、ほぼ平行な関係が成立している。しかしながら、 γ からは二通りの結晶方位パターン (γ_1, γ_2) が得られ、この二つの γ は、それぞれの $\langle 100 \rangle_\gamma$ 方向を軸にして回転させた関係になっている。このことから、凝固時の δ と γ の界面には特定の平行関係が存在していないことがわかる。同様の結果を他の部位からも得ており、凝固先端部では、多くの場合、凝固時の δ と γ の $\langle 100 \rangle$ 方向には平行関係があるが、二相界面には特定の結晶方位関係はないといえる。また、同様の結晶方位関係が室温組織の解析によっても報告されている^{25,30,36)}。

ところで、凝固組織からこの場合の二相凝固は、初晶 δ 凝固の後、分離共晶的に γ が晶出したと考えられた。分離共晶は、凝固末期に初晶相から第二相が核生成して塊状に形成され³⁵⁾、初晶相と樹間の塊状相の間には特定の結晶方位関係があると言われている³⁷⁾。また、福元ら²⁷⁾は、低凝固速度の一方向凝固実験で得られた δ と γ の共晶二相

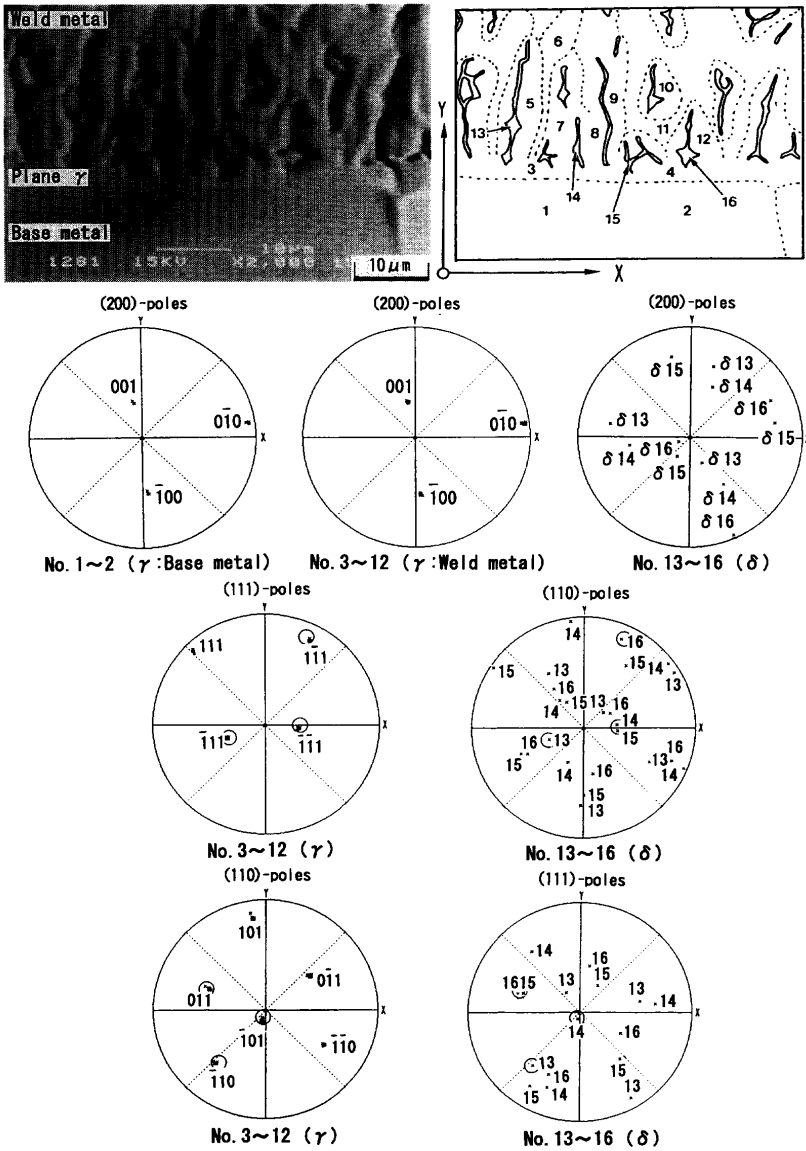


Fig. 7. EBSD analysis results for ferrite and austenite formed near the fusion boundary.

間には Kurdjumov-Sachs (K-S) の関係³⁸⁾ が成立していることを報告している。しかしながら、本実験で得られたδとγの二相界面では特定な結晶方位関係は存在していない。

一方、溶接プロセスでは素材が溶融された後、母材の熱影響部 (HAZ: Heat Affected Zone) から柱状晶が凝固を開始することによって溶接金属は形成される。そこで次に、急冷凍結で得られた溶接金属の溶融境界近傍 (Fig. 3の①) の結晶方位解析結果を Fig. 7 に示す。写真下側が母材 (HAZ), 上側が溶接金属であり、溶接金属中でδを含む破線で囲んだ領域が凝固時に晶出したδである。まず、母材のγ粒からはγが平滑的に成長した後 (γの平滑成長は元素分布から確認している³⁹⁾), δが平滑γ上で生成しているのが観察される。また、母材のγ (測定点No. 1~2) と溶接金属のγ (測定点No. 3~12) は、すべて同一結晶方位を有し、溶接金属のγは母材のγからのエピタキシャル成長であることが確認される。一方、測定点No. 13~16のδはすべて異なる結晶方位を有し、さらに、凝固先端部で確認されたようなδの<100>_δ方向とγの<100>_γ方向に平行関

係は成立していない。しかしながら、この時のδとγの間には、異なるバリエーションで K-S 関係 ((0-11)_{δ15}//(-1-11)_γ, [111]_{δ15}//[011]_γ; (1-10)_{δ16}//(1-11)_γ, [111]_{δ16}//[011]_γ) もしくは最密面のみが平行な関係⁴⁰⁾ ((011)_{δ13}//(-111)_γ, (-101)_{δ14}//(-1-11)_γ) が成立している。すなわち、これまでの結果から、同組成の一つの溶接金属内であってもδとγ間の結晶方位関係は一通りではないことが示唆される。加えて、δ/γ間に K-S 関係もしくはそれに近い関係が成立している事実は、母材から平滑成長した一つのγに対して複数のδが良好な整合性を持って核生成したと考えられ、δの生成にはγとの間に結晶学的な関連を必要とすることが示唆される。一方、第二相としてδ樹間に晶出するγの成長は、母材がγ単相であるためにエピタキシャル成長となり、先行凝固する初晶δから結晶学的に何ら拘束を受けていないことが示唆される。

また、溶接金属の形成段階では、溶接熱源の移動に伴い、結晶成長方向が順次変化する。そこで次に、δの成長方向が変化した箇所 (Fig. 3の②) での結晶方位測定結果を

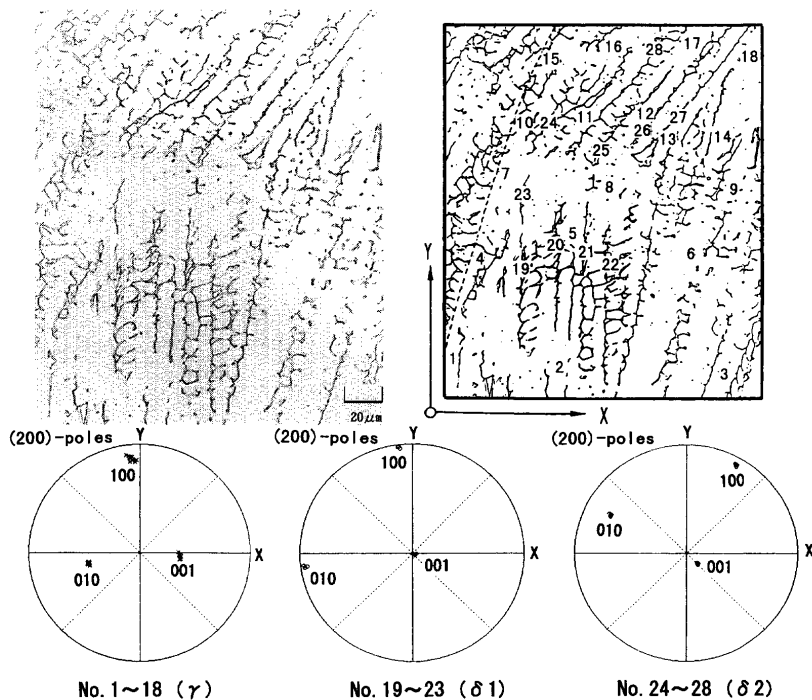


Fig. 8. EPSP analysis results for the primary ferrite and the interdendritic austenite. Note that the ferrite changes its growth direction in the middle of the area examined.

Fig. 8 に示す。なお、Fig. 8 は、通常に室温まで冷却された変態後の溶接金属組織での解析結果であるが、 γ 系ステンレス鋼では、変態後の δ/γ 間の結晶方位関係は凝固時に成立した結晶方位関係のままとなることが確認されているため^{25,26}、室温組織で測定された結晶方位によって凝固段階での結晶方位関係の解析は可能である。Fig. 8において、測定点No. 1~18の γ は同一結晶方位を有し、一つの γ 粒であることが確認される（なお、写真の右上方向が熱流方向とほぼ一致する）。一方、測定点No. 19~28の δ は、同一結晶方位を有する一つの γ 粒内で生成しているにもかかわらず、その成長方向に対応した二通りの結晶方位パターンが現れている（ $\delta 1$: No. 19~23, $\delta 2$: No. 24~28）。これは、溶接熱源の移動に伴い、元の δ ($\delta 1$)の優先成長方向と熱流方向とのずれが大きくなって成長が止まり、それに替わって新たな δ ($\delta 2$)が核生成したことが考えられる。あるいは、優先成長方向が熱流方向に近い別の δ ($\delta 2$)の二次枝、三次枝が $\delta 1$ に替わって成長した可能性も考えられる。しかしながら、ここで重要なのは、 δ の結晶方位が変わっても γ の結晶方位に変化がないことである。すなわち、第二相として樹間に晶出する γ が分離共晶的に生成するならば、初晶 δ との間に特定な結晶方位関係が成立し、新たな δ が核生成・成長する段階で γ の結晶方位もそれに伴って変化することが予想されるが、 γ の結晶方位に変化は見られない。

このように、同一結晶方位を有する γ 粒内に異なる結晶方位を有する δ が存在することに対して、凝固後冷却過程における γ 粒界の粒界移動が考えられるが、本研究と同程度の溶接条件での粒界移動量は、大きくても30~50 μm 程度であり⁴¹、Fig. 8の結晶方位関係が γ の粒界移動によ

て形成されたとは考えにくい。一方、このような同一 γ 粒内に異なる結晶方位の δ が存在することについては、凝固モードの遷移挙動の検討においても確認されている。すなわち、AFモードからFAモードに凝固モードが変わった場合、 γ は連続的に成長するが、 δ の成長には新たな核生成が必要であり、 δ の結晶方位は凝固モードの遷移とともに変わることが報告されている^{27,39}。このことは、Fig. 8に示したように、 δ の結晶方位に連続性はないが、 γ の生成・成長は δ の生成に関係なく連続的であることと一致する。

一方、Fig. 9は、室温まで冷却された溶接金属において、溶融境界部より僅かにビード中央へ入った部位（Fig. 3の②）の δ と γ との結晶方位を測定した結果である。写真上方向が熱流方向とほぼ一致しており、測定点No. 1~4の δ は同一結晶方位を有し、その $\langle 100 \rangle_{\delta}$ 方向は写真上方向にほぼ対応している。一方、測定点No. 5~13の γ からは、二通りの結晶方位パターンが確認される（ $\gamma 1$: No. 5~9, $\gamma 2$: No. 10~13）。この場合、写真下側の γ ($\gamma 1$)の $\langle 100 \rangle_{\gamma 1}$ 方向は熱流方向に一致していないが、写真上側の γ ($\gamma 2$)の $\langle 100 \rangle_{\gamma 2}$ 方向は写真の上方向に近づき、 δ の $\langle 100 \rangle_{\delta}$ 方向とも平行関係に近くなっている。これは、下側の γ ($\gamma 1$)の優先成長方向と熱流方向のずれが大きくなったため、優先成長方向がより熱流方向に近い $\gamma 2$ に淘汰されたものと考えられる。すなわち、この観察は、Fig. 8で見られたケースと逆に、初晶 δ の成長に関係なく、 γ が置き換わり、同一結晶方位を有する δ が、異なる結晶方位を有する二つの γ 粒にまたがって成長していることを示している。ところで、この結晶学的な優先成長方向を維持する傾向は特にデンドライトに強く、セルでは先端でその方向性を示しながらも

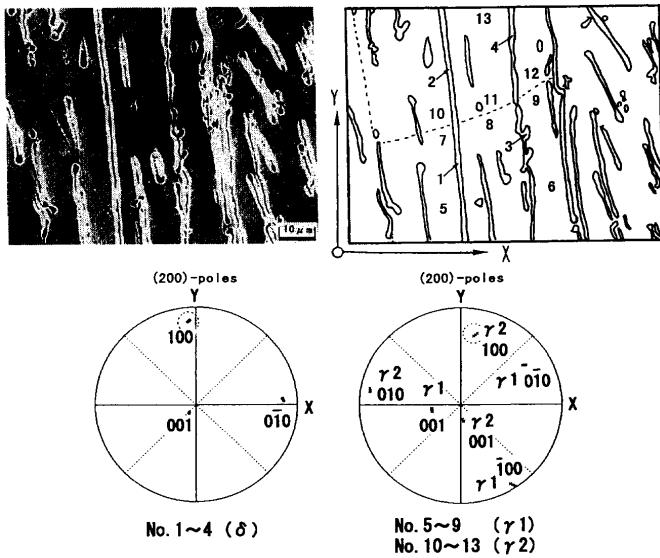


Fig. 9. EPSP analysis results for the primary ferrite and the interdentritic austenite. Note that austenite grain boundary is seen in the middle of the area examined while the primary ferrite goes through the area without any change in growth direction.

熱流方向が成長方向として優先される傾向がある^{42,43})。本研究では、結晶成長方向と優先成長方向および熱流方向との定量的な評価は行っていないが、デンドライト成長の δ およびセル成長の γ はともに優先成長方向が熱流方向に近づくように成長していることが確認される。

以上、本研究で得られたFAモードで凝固する γ 系ステンレス鋼の溶接凝固時の結晶学的特徴は次の通りである。

- 凝固先端部において、 δ と γ の $\langle 100 \rangle$ 方向は多くの場合、凝固成長方向に対して平行であるが、二相間の界面には特定の平行関係はない。
- 溶融境界部では、溶接金属の γ は母材の γ からエピタキシャル成長する。
- 溶融境界部では、 δ と γ の $\langle 100 \rangle$ 方向に平行関係は少ないが、K-S関係もしくはそれに近い関係が成立している。
- 一つの γ 粒内に異なる結晶方位を有する δ が形成する。
- 同一結晶方位を有する δ が、異なる結晶方位を有する γ 粒をまたがって成長する。

本研究に供したステンレス鋼は、その凝固組織から見かけ上、分離共晶的に γ が生成していると考えられた。しかしながら、上述したa~eの結晶学的特徴は、二相間に特定の結晶方位関係を満足しつつ二相が相互に関連しながら成長するという従来から言われている機構では説明できず、結晶学的にはそれぞれ独立した成長機構が示唆される。

5. γ 系ステンレス鋼の二相凝固形態

以上の結果から、FAモードで凝固する γ 系ステンレス鋼溶接金属における δ と γ の二相凝固形態は次のように考

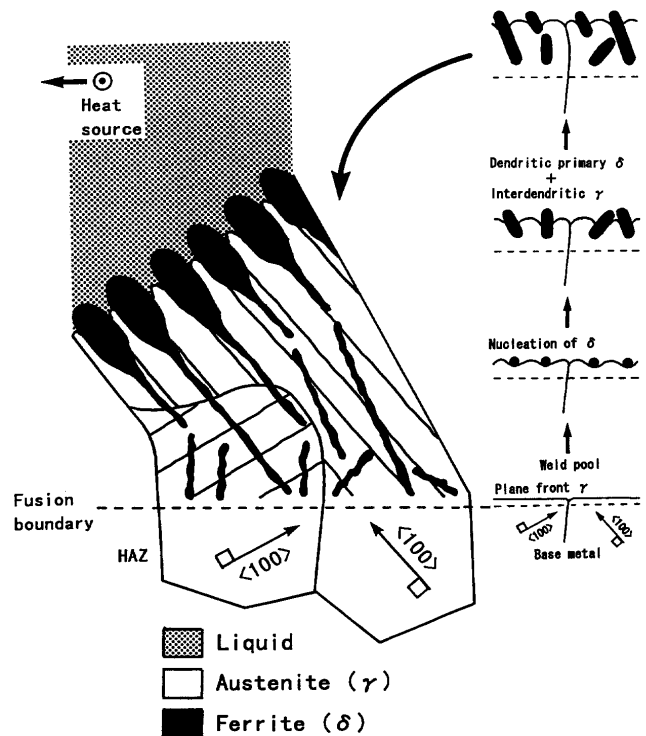


Fig. 10. Schematic illustration on the formation and growth of ferrite and austenite near the fusion boundary of the weld metal solidified in FA mode.

えられる。なお、Fig.10は、溶接金属における δ と γ の形成機構を模式的に示したものである。

母材が γ 単相の溶融境界部においては、 δ の核生成と γ の成長が競合した結果、核生成障壁がないために、 γ の成長が優先し、母材の γ から、まず γ が平滑的にエピタキシャル成長する。その後、固液界面前方の液相中ではCrが濃化し、 δ の安定性が相対的に増すため、平滑成長した γ 上では、 δ が γ との界面で良好な整合性を有する結晶方位関係を満足して核生成する。そして、この場合の凝固条件では、 δ が初晶として先行成長し、これら δ の中で優先成長方向が熱流方向に近いものだけが成長を続ける。優先成長方向が熱流方向から大きく離れた δ の成長は止まるが、次々と新しい δ が核生成し、その中でまた優先成長方向が熱流方向に近いものだけが成長を続ける。一方、 δ の凝固末期の樹間では、残留融液中に δ から吐き出されたNiが濃化して、 γ の安定性が増すため、塊状の γ が単一相として生成する。しかしながら、この場合の γ は、 δ 上もしくは液相中で核生成するよりもすでに凝固している γ から成長した方が容易なため、 γ は常にエピタキシャル成長となる。そのため、これら γ は δ との間に良好な整合性を保つ必然性がなくなり、先行凝固した δ から束縛されずに単独で成長を続ける。したがって、 γ もまたその優先成長方向が熱流方向に近いものだけが柱状晶を形成して成長する。優先成長方向と熱流方向のずれが大きくなった場合は、その γ 粒に隣接する γ 粒の中で優先成長方向がより熱流方向に近い γ に置き換わる。このように、 δ と γ がそれぞれ

独立に選択成長を繰り返す結果、最終的には多くの場合、 δ の $\langle 100 \rangle_\delta$ 方向と γ の $\langle 100 \rangle_\gamma$ 方向は熱流方向に対して平行となり、二相界面では特定の結晶方位関係が存在しなくなるものと考えられる。すなわち、FAモードで凝固する γ 系ステンレス鋼溶接金属で確認された種々の結晶学的特徴は、新たな δ の生成には核生成を必要とするため、その段階においてのみ γ との間には特定の結晶方位関係が成立するが、 δ が初晶として先行成長した後に樹間で追従する γ の成長は常にエピタキシャル成長であって、その生成・成長においては先行凝固した δ から結晶学的に何ら拘束を受けず、 δ と γ はそれぞれ独立して成長する凝固形態 (Independent Two Phase Growth) によって説明可能となる。

6. Independent Two Phase Growthの現出範囲

前述したように、福元ら、岡根ら^{23,24,27)}は、一方向凝固実験において、 10^{-6} m/sec オーダーの低凝固速度で共晶を確認し、また、共晶二相間では K-S 関係が成立していることを確認している。したがって、共晶のように二相が同時に協調成長する場合は、二相間に良好な整合性を保つ必要があります、特定の結晶方位関係が成立すると考えられる。

一方、本研究の凝固速度は、溶接金属中央では約 1×10^{-3} m/sec 程度、溶融境界近傍では約 1×10^{-4} m/sec 程度と推定される。凝固速度が大きくなると、Coupled Zone から外れ、 δ が初晶としてセル/デンドライト成長に移行することは福元ら²³⁾、岡根ら²⁴⁾の実験結果と一致している。この場合の凝固初期トランジェント過程では、単相平滑界面成長が起こった後の他相の核生成 (本研究では平滑 γ 成長の後の δ の核生成)が必要であるため、二相間には特定の結晶方位関係が築かれると考えられる。その後、成長段階においては、界面応答関数から界面温度の最も高い相が初晶として優先成長する。一方、追従する第二相もまた、独自の優先成長方位を持ち、熱的に独立して、結晶学的には初晶相から制約を受けずに成長すると考えられる。

ただし、従来から凝固検討手法として用いられている一方向凝固実験のように熱流方向に変化がない場合は、核生成段階の結晶方位関係を維持したまま成長を続けるため、二相間にはあたかも特定の結晶方位関係が存在しているかのように見られる。言い換えると、一方向凝固実験や溶接の溶融境界部で得られる結晶方位関係は、核生成段階での方位関係であり、必ずしも成長段階で形成される方位関係を表していないと考えられる。本研究で得られた結果は、二相が成長する時の結晶方位関係を示すものであり、この関係は結晶成長方向 (熱流方向) が変化する凝固実験によって初めて明らかになったものである。加えて、実用的な凝固プロセスにおいては、多くの場合、結晶成長方向 (熱流方向) が変化するため、本研究で得られた知見は重

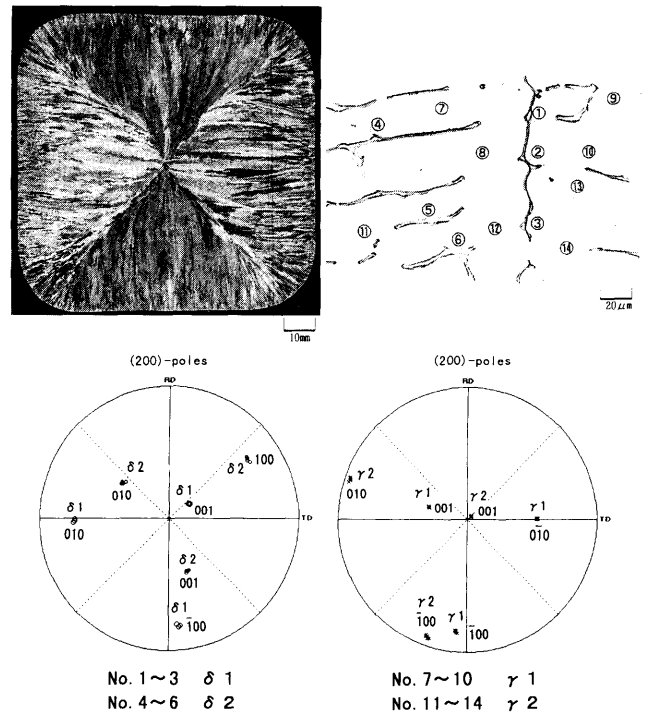


Fig. 11. Macro- and microstructures of a 19Cr-11Ni stainless steel cast and EBSD analysis results for ferrite and austenite 10 mm inside from the ingot surface.

要である。

このことを確認するために、鑄造時の凝固挙動について検討を行った。Fig.11は、19Cr-11Ni系ステンレス鋼の鑄片の断面マクロ組織と表層より10mm入った部位の結晶方位を解析した結果である。マクロ的には、四方より中心に向かって γ の柱状晶が観察され、ミクロ的には γ マトリックス中に δ が存在している。一方、結晶方位の解析からは、結晶方位の異なる二つの δ ($\delta 1, \delta 2$)と二つの γ ($\gamma 1, \gamma 2$)が確認され、それぞれの δ と γ が絡み合って成長している。これらの結晶方位関係は、Fig. 8とFig. 9の結果を併せたものであり、このことから、鑄造組織においても δ と γ は、それぞれ独立して成長していることが確認できる。すなわち、モールドに接する最表層での相選択は凝固時の過冷度によって異なる^{19,20)}が、過冷度の小さい鑄造およびチルキャストにおいて、本供試鋼は γ で凝固を開始することが確認されており、その γ 上で δ が核生成する。したがって、その後の成長過程では、 δ は初晶として先行成長し、 γ はそのままエピタキシャル成長を続けるため、 δ と γ はそれぞれ独立に成長するとした溶接金属で考えた凝固形態と同じになると考えられる。

同じ成分系でも凝固条件によっては、通常の共晶反応が起こる。しかしながら、一つの相がセル/デンドライト成長することが予想される工業的に典型的な凝固プロセス (溶接、連続鑄造、ストリップキャストなど) の凝固条件 (凝固速度、温度勾配)⁴⁴⁾では、本研究で提案した凝固形態 (Independent Two Phase Growth) が起こっているも

のと考えられる。

7. 結論

FAモードで凝固する γ 系ステンレス鋼の凝固形態を結晶学的な観点から検討した。本研究で得られた結果を以下に要約する。

(1) FAモードで凝固する γ 系ステンレス鋼溶接金属の凝固組織では、初晶凝固した δ のデンドライト境界で塊状の γ が生成する。

(2) FAモードで凝固する γ 系ステンレス鋼溶接金属では、a~eに示す結晶学的特徴がある。

- a. 凝固先端部において、 δ と γ の $\langle 100 \rangle$ 方向は多くの場合、凝固成長方向に対して平行であるが、二相間の界面には特定な平行関係はない。
- b. 溶融境界部では、溶接金属の γ は母材の γ からエピタキシャル成長する。
- c. 溶融境界部では、 δ と γ の $\langle 100 \rangle$ 方向に平行関係は少ないが、K-S関係もしくはそれに近い関係が成立している。
- d. 一つの γ 粒内に異なる結晶方位を有する δ が形成する。
- e. 同一結晶方位を有する δ が、異なる結晶方位を有する γ 粒をまたがって成長する。

(3) FAモードで凝固する γ 系ステンレス鋼の凝固では、初晶 δ の生成には γ 上での核生成を必要とし、その段階においては γ との間に特定な結晶方位関係が成立する。 δ が初晶として先行成長した後に樹間で追従する γ の成長は常にエピタキシャル成長であって、その生成・成長においては先行凝固した δ から結晶学的に何ら拘束を受けず、 δ と γ はそれぞれ独立して成長する。

(4) 溶接金属のみならず、鋳片においても(3)で示した二相凝固形態が確認される。

(5) Coupled Zoneを外れた凝固条件で起こる二相凝固形態には、第二相は先行相より結晶学的に何ら拘束を受けず、二相はそれぞれ独立に成長する凝固形態 (Independent Two Phase Growth) が存在する。この凝固形態は、結晶成長方向 (熱流方向) が変化する凝固条件での検討によって初めて明らかとなったものである。

文 献

- 1) K.A.Jackson and J.D.Hunt: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **236** (1966), 1129.
- 2) D.G.McCartney, J.D.Hunt and R.M.Jordan: *Metall. Trans. A*, **11A** (1980), 1243.
- 3) F.R.Mollard and M.C.Flemings: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **239** (1967), 1534.
- 4) W.Kurz and D.J.Fisher: *Fundamentals of Solidification*, Trans. Tech. Publications, Aedermannsdort, Switzerland, (1989), 93.
- 5) L.M.Hogan, R.W.Kraft and F.D.Lemkey: *Advances in Materials Research Vol. 5*, John Wiley & Sons Inc., New York, (1971), 83.
- 6) R.W.Kraft: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **224** (1962), 65.
- 7) K.Gunji: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), N371.
- 8) W.A.Tiller: *Liquid Metals and Solidification*, ASM, Cleveland, Ohio, (1958), 276.
- 9) H.Fredriksson and T.Nylen: *Metall. Sci.*, **22** (1982), 283.
- 10) T.Maruyama, K.Matsuura, M.Kudoh and Y.Itoh: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 585.
- 11) W.P.Bosze and R.Trivedi: *Metall. Trans.*, **5** (1974), 511.
- 12) A.O.Kluken, O.Grong and J.Hjelen: *Metall. Trans. A*, **22A** (1991), 657.
- 13) M.Bobadilla and G.Lesoult: *Mem. Sci. Rev. Met.*, **78** (1981), 345.
- 14) M.Bobadilla, J.Lacaze and G.Lesoult: *J. Cryst. Growth*, **89** (1988), 531.
- 15) Th.Schubert, W.Loser, S.Schinnerling and I.Bacher: *Mater. Sci. Technol.*, **11** (1995), 181.
- 16) H.Mizukami, T.Suzuki and T.Umeda: *Tetsu-to-Hagané*, **77** (1991), 1672.
- 17) H.Mizukami, T.Suzuki and T.Umeda: *Tetsu-to-Hagané*, **78** (1992), 767.
- 18) H.Mizukami, T.Suzuki, T.Umeda and W.Kurz: *Mater. Sci. Eng.*, **A173** (1993), 361.
- 19) T.Koseki and M.C.Flemings: *Metall. Trans. A*, **27A** (1996), 3226.
- 20) T.Koseki and M.C.Flemings: *Metall. Trans. A*, **28A** (1997), 2385.
- 21) S.Fukumoto and W.Kurz: *ISIJ Int.*, **37** (1997), 677.
- 22) S.Fukumoto and W.Kurz: *ISIJ Int.*, **38** (1998), 71.
- 23) S.Fukumoto and W.Kurz: *ISIJ Int.*, **39** (1999), 1270.
- 24) T.Okane and T.Umeda: *ISIJ Int.*, **38** (1998), 454.
- 25) H.Inoue, T.Koseki, S.Ohkita and M.Fuji: *Q. J. Jpn. Weld. Soc.*, **15** (1997), 88.
- 26) H.Inoue, T.Koseki, S.Ohkita and M.Fuji: *Sci. Tech. Weld. Join.*, **5** (2000), 385.
- 27) S.Fukumoto, T.Okane, T.Umeda and W.Kurz: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 677.
- 28) N.Suutala, T.Takalo and T.Moisio: *Metall. Trans. A*, **10A** (1979), 512.
- 29) N.Suutala, T.Takalo and T.Moisio: *Metall. Trans. A*, **10A** (1979), 1183.
- 30) J.A.Brooks, A.W.Thompson and J.C.Williams: *Weld. J.*, **63** (1984), 71s.
- 31) B.Sundman, B.Jansson and J.O.Andersson: *Calphad*, **9** (1985), 153.
- 32) H.Inoue and T.Ogawa: *Q. J. Jpn. Weld. Soc.*, **9** (1991), 129.
- 33) D.J.Dingley and V.Randle: *J. Mater. Sci.*, **27** (1992), 4545.
- 34) E.Schurmann and J.Brauckmann: *Arch. Eisenhüttenwes.*, **48** (1977), 3.
- 35) B.Chalmers: *Principles of Solidification*, John Wiley & Sons Inc., New York, (1964), 218.
- 36) T.Kuwana, H.Kokawa and H.Tujii: *Q. J. Jpn. Weld. Soc.*, **4** (1986), 520.
- 37) S.Wang, T.Akatsu, Y.Tanabe and E.Yasuda: *J. Mater. Sci.*, **35** (2000), 2757.
- 38) G.Kurdjumov and G.Sachs: *Z. Phys.*, **64** (1930), 325.
- 39) H.Inoue, T.Koseki, S.Ohkita and M.Fuji: *Q. J. Jpn. Weld. Soc.*, **15** (1997), 281.
- 40) K.Ameyama, T.Maki and H.Tamura: *J. Jpn. Inst. Met.*, **50** (1986), 602.
- 41) S.Shibata, T.Watanabe, S.Mekaru and I.Fukumoto: *Q. J. Jpn. Weld. Soc.*, **15** (1997), 100.
- 42) W.Kurz and D.J.Fisher: *Fundamentals of Solidification*, 3rd ed., Trans. Tech. Publications, Aedermannsdort, Switzerland, (1992), 63.
- 43) H.Esaka, K.Fujita, H.Daimon, M.Tamura and K.Shinozuka: *J. Jpn. Inst. Met.*, **64** (2000), 1206.
- 44) S.Fukumoto and T.Umeda: *Materia Jpn.*, **40** (2001), 150.