フェライト単相で凝固するオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属における アシキュラー状組織の形成に及ぼすマッシブ変態の影響*

—Cr-Ni 系ステンレス鋼溶接金属の凝固・変態に関する研究 (第5報)—

井上 裕滋**, 小関 敏彦**, 大北 茂**, 藤 雅雄**

Effect of Massive Transformation on Formation of Acicular Structure in Austenitic Stainless Steel Weld Metal Solidified as Ferritic Single Phase*

—Study on Solidification and Subsequent Transformation of Cr-Ni Stainless Steel Weld Metals (Report 5)—

by Hiroshige INOUE**, Toshihiko KOSEKI**, Shigeru OHKITA** and Masao FUJI**

In austenitic stainless steel weld metals solidified as ferritic single phase, subsequent ferrite-to-austenite transformation could be massive when the postsolidification cooling is rapid as in GTA welding. On the other hand, this GTA weld metal shows acicular structure of ferrite and austenite at room temperature microstructure. The effect of massive transformation on the formation of acicular structure was investigated in this study using different thermal cycle patterns and quenching technique. Massive transformation occurs below the T_0 temperature within the two-phase region of ferrite and austenite at a cooling rate of approximately 100 K/sec. On cooling after the massive transformation, austenite continues to grow into retained ferrite epitaxially from massive austenite while ferrite precipitates again at twin boundaries within the massive austenite. This suggests that acicular structure of ferrite and austenite is formed even if the massive transformation occur. In this case, the grain refinement and rapid progress of structure formation are expected as compared with weld metals in which massive transformation does not occur.

Key Words: stainless steel, weld metal, solidification, massive transformation, cooling rate, precipitation, segregation, austenite, ferrite

1. 緒 言

前報¹⁻⁴⁾までに、各凝固モードにおける凝固・変態挙動とステンレス鋼溶接金属の組織学的特徴との関係について報告してきた。ところが、これらの凝固モードは冷却速度にも依存し⁵⁾、冷却速度が大きくなると、通常の溶接金属では観察されない組織も現れる⁶⁾。マッシブ変態による組織変化もその一つであり、Elmer ら⁷⁾は初晶 δ 単相で凝固するような材料を高速度の電子ビーム溶接した際にマッシブ変態を報告している。F モードで凝固する γ 系ステンレス鋼の溶接金属組織は、前報⁴⁾で示したように、一般的にはアシキュラー状の δ と γ の二相組織あるいは δ 粒内にウィッドマンステッテン状 γ が成長した組織となり、冷却速度が極端に大きい溶接プロセスを除いてはマッシブ変態は確認されていない。一方、マッシブ変態に関しては、従来より数多くの研究⁸⁻¹⁷⁾がされているが、マッシブ変態開始温度および結晶方位関係については未だ議論がなされており、著者ら¹⁸⁾はFモードで凝固し、室温でアシキュラー状組織を呈する組成の γ 系ステンレス鋼を用いて、マッシブ変態が T_0 温度以下の二相域で起こり、マッシブ生成相と母相間には K-S 関係が成立していることを明らかにしている。ところで、通常の溶接過程においても高温の T_0 温度直下での冷却速度はかなり大きいため、溶接金属ではマッシブ変態が起こっている可能性がある。そこで、本報では、Fモードで凝固し、室温組織がアシキュラー状の δ と γ の二相となる γ 系ステンレス鋼溶接金属において、アシキュラー状組織の形成にマッシブ変態が影響を及ぼしているか否

かについて検討を行った。

2. 供試材料および実験方法

本研究に用いた供試材料は、前報⁴⁾でも用いた δ 単相で凝固する ST6 の γ 系ステンレス鋼であり、Table 1 に化学

Table 1 Chemical compositions of materials used. (wt%)

Mark	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	O	Cr+Ni
ST 6	0.0017	0.01	0.01	0.001	0.0006	21.30	9.23	0.0019	0.0139	30.53
ST 8	0.0033	0.01	0.01	0.006	0.0013	21.35	10.64	0.0038	0.0093	31.99

Fig. 1 Schematic illustration of thermal cycles employed.

*原稿受付 平成8年5月23日 平成6年度秋季全国大会で発表

**正 員 新日本製鐵(株) Member, Nippon Steel Corporation

組成を示す。また、ST6の凝固時におけるデンドライト樹間組成での組織変化を検討するために、デンドライト樹間組成とほぼ同組成のST8を作製した。

試験方法は、溶接金属を再現し、マッシブ変態の影響を調査するために、供試材から採取した $5\phi \times 15$ mmの試験片を石英セル中で溶融させた(1823 K, 真空中)後、Fig. 1に示す熱サイクルを付与した。相の同定および結晶方位解析はEBSPにより行い、元素分布の測定はCMAを用いた。また、溶接条件は、TIGのメルトラン溶接で、150 A-12 V-10 cm/minとし、変態途中の組織の凍結には液体スズ急冷法を採用した。

3. Fモードで凝固するステンレス鋼のマッシブ変態

Fig. 2は、前報⁴⁾で報告したST6の溶接金属組織であり、粗大な δ 粒の粒界で粒界 γ が観察され、 δ 粒内ではアシキュラー状の δ と γ の混合組織となっている。一方、Fig. 3はST6を溶融した後、種々の条件で室温まで急冷した場合の組織である。1823 Kで溶融後、直接室温まで100 K/secで急冷した場合(Fig. 3(a))および、溶融後、1573 Kまで100 K/secで急冷し、5 sec保持した後、室温まで急冷

Fig. 2 Typical microstructure in the TIG weld metal of ST6.

した場合(Fig. 3(b))は、ともによく似た組織を呈しており、粒内には塊状の相が観察される。これらの相をEBSPで同定した結果、塊状相は δ であり、マトリックスは γ であることが確認された。しかしながら、 δ 単相で凝固が完了するST6において、マトリックスが γ へ変態することは平衡状態図⁴⁾的には考えにくい。また、これらの塊状 δ は、凝固時のセル形状に類似しており、さらに、それらの間隔も約30~40 μ mと溶接凝固時の一次アームスペーシングとほぼ同じある。そこで、1573 Kまで急冷した場合のCrとNiの分配をFig. 4に示す。なお、Fig. 4では白くなるほど元素が濃化していることを表している。負の相関関係を持ったCrとNiの元素分配が観測され、Niの濃化領域と γ と同定された領域は対応している。さらに、この分配傾向は、前報⁴⁾で示した初晶 δ 凝固した場合の凝固偏析と対応している。これらのことから、この場合の元素分配は、溶融段階から急冷によって凍結された凝固偏析であると考えられる。すなわち、Fig. 3(a)(b)では凝固時の偏析が残存した状態で、マトリックスが δ から γ へ変態していることになり、したがって、この場合の組織変化は、「組成の変化がなく、界面での原子のジャンプによって成長が起こる変態」として定義されたマッシブ変態で起こった可能性が大きいと考えられる。さらに、マッシブ相には多くの双晶が存在する¹⁰⁾と言われているが、この場合の塊状 δ 中では双晶が観察されないのに対し、マトリックスの γ 中では双晶が多数観察される。以上のことから、この場合の γ は、凝固偏析が残存した凝固直後の初晶 δ 中で、 γ 安定元素であるNiが濃化したセル境界のみが急冷により局所的なマッシブ変態を起こして生成したのではないかと考えられる。さらに、セル中央部の δ の周囲では、 δ 内に向かって γ が成長しており、この γ の成長は1573 Kで保持した方が大きくなっている。したがって、マッシブ変態で生成した γ から δ 内への γ の成長は1573 Kで起こっており、このことから1573 Kに到達した時点では既にセル境界でマッシブ変態が起こっていたことがわかる。

一方、溶融後、1623 Kまで100 K/secで急冷し、5 sec保

Fig. 3 Microstructures after thermal cycles given.

Fig. 4 Concentration profiles of Cr and Ni in a specimen cooled to 1573 K at 100 K/sec, held for 5 sec, and then cooled down to room temperature at 100 K/sec.

持した後、室温まで100 K/secで急冷した場合 (Fig. 3(c)) は、Fig. 3(a)(b)とは異なり、粗大化した結晶粒とその粒界に第二相が成長しているのが観察される。これらの相をEBSPで同定した結果、粗大化した結晶粒、すなわちマトリックスは γ であり、粒界に観察される第二相は δ であることが確認された。すなわち、この材料が δ 単相で凝固が完了することを考慮すると、この場合も急冷によってマトリックス全体がマッシブ変態で γ に変態したと考えられる。

ところで、一般に変態の上限温度は、母相と新相の自由エネルギーが等しくなる T_0 温度であり、実際に相変態が起こるためには、 T_0 温度からの過冷が必要であると言われている。そこで、Fig. 5にCrを21.5%一定とした場合に求めた T_0 温度¹⁹⁾を示す。なお、ここでCrを一定としたのは、前報⁴⁾示したように、初晶 δ で凝固する場合のCrの分配が少ないためである。ST6組成の T_0 温度は1528 K、デンドライト樹間組成での T_0 温度は1607 Kとなり、Fig. 3(a)(b)のように溶融後、直接デンドライト樹間組成の T_0 温度以下まで急冷された時点では、凝固偏析でNiの濃化したデンドライト樹間のみが T_0 温度以下となるため、 γ へマッシブ変態を起こしたと考えられる。また、Niが減少したデンドライト中央部では、 δ の安定性が大きいために γ へマッシブ変態せず、 δ が残留したと考えられる。一方、溶融後1623 Kまで急冷された場合は、デンドライト樹間組成の T_0 温度よりも高温であるため、1623 K到達時にはマッシブ変態は起こっておらず、さらに1623 Kで保持した時に凝固偏析が均一化し、その後急冷された段階でST6組成の T_0 温度以下となるために、マトリックス全体が均一に γ にマッシブ変態したと考えられる。なお、このようなマッシブ変態は、Fモードのステンレス鋼の中でもCr/Ni比が小さいものに限られ、Cr/Ni比が大きく、室温組織でウィ

Fig. 5 Calculated pseudo-binary phase diagram of Fe-21.5wt%Cr-Ni ternary system with the locations of the nominal composition and interdendrite composition of ST6.

ッドマンステッテン状 γ が観察されるような組成では確認されなかった。

以上のことから、マッシブ変態は T_0 温度以下の二相域で変態を開始することが明かとなった。また、ST6では T_0 温度以下の二相域の冷却速度が約100 K/sec程度でも、初晶凝固した δ がマッシブ変態で γ に変態することがわかった。ところで、本研究で実施した溶接条件においても高温の T_0 温度近傍での冷却速度は100 K/sec以上となる²⁰⁾ため、マッシブ変態が起こっている可能性があるが、溶接のまま組織ではFig. 2に示したようなアシキュラー状組織を呈している。そこで次に、このようなアシキュラー状

組織の形成に及ぼすマッシブ変態が影響について検討を行った。

4. アシキュラー状組織の形成に及ぼすマッシブ変態の影響

4.1 アシキュラー状組織と熱サイクル条件の関係

ST6を石英セル中で溶融(1823 K)した後、デンドライト樹間組成における T_0 温度(1607 K)近傍の冷却速度を変化させて室温まで冷却した時の組織をFig. 6に示す。溶融後、凝固段階から室温まで10 K/sec一定で徐冷した場合(Fig. 6(a))は、Fig. 2の溶接金属と同様に、結晶粒は粗大化し、粒界には粒界 γ が成長し、粒内はアシキュラー状の δ と γ の二相組織となっている。一方、凝固後、デンドライト樹間組成の T_0 温度直下である1573 Kまで100 K/secで急冷した後、室温まで10 K/secで徐冷した場合(Fig. 6(b))も、凝固段階から室温まで徐冷したFig. 6(a)の場合とほぼ同様に、全体がアシキュラー組織を呈している。前述したように、溶融段階から1573 Kまで直接急冷した時点では既にマッシブ変態を起こしていると予想されることから、 δ から γ へマッシブ変態が起こっても、その後の冷却速度が小さい場合は、マッシブ変態で生成した γ が再度変

態して、マッシブ変態の痕跡をほとんど残さずにアシキュラー組織を形成すると思われる。また、Fig. 7にFig. 6(a)(b)を拡大したものを示すが、凝固段階から室温まで徐冷した場合の γ (Fig. 7(a))は、非常に滑らかで均一な組織であるのに対し、1573 Kまで急冷し、その後徐冷した場合(Fig. 7(b))の γ 中には双晶が多数観察される。マッシブ相は転位密度が高く、多くの双晶が存在する¹⁰⁾との報告があることから、この場合の γ はマッシブ変態で生成したことを示唆していると思われる。すなわち、Fモードで凝固するステンレス鋼の中でも、Cr/Ni比の小さい組成では、マッシブ変態の有無に関わらず、室温組織はアシキュラー状組織を呈し、この成分系においては、通常の溶接金属でもその冷却過程でマッシブ変態が起こっていると考えられる。

さらに、Fig. 6の(a)と(b)を比較すると、1573 Kまで急冷した(b)方が結晶粒径は小さくなっている。ところで、このことは凝固速度および δ 単相域での滞在時間の差とも考えられることから、Fig. 6(c)のように、凝固段階から T_0 温度直上の1623 Kまでを10 K/secで徐冷して凝固速度を小さくし、1623 Kから1523 Kの間だけを100 K/secで急冷し、その後室温まで10 K/secで徐冷した結果、全体がアシキュラー状組織となり、結晶粒径も凝固速度が大きいFig.

Fig. 6 Microstructures after thermal cycles given.

Fig. 7 Ferrite-austenite morphology between Fig. 6(a) and Fig. 6(b).

Fig. 8 Microstructures after thermal cycles given.

6(b)の場合とほとんど同じであることが判明した。したがって、この場合の結晶粒の細粒化は凝固速度には関係なく、その後の T_0 温度近傍での冷却速度に依存している。すなわち、マッシブ変態の影響により細粒化が起こったのではないかと考えられる。

このように、マッシブ変態の有無により、アシキュラー状組織の形成過程に違いが生じていると思われることから、それぞれの変態途中での組織変化を検討するのを目的に、Fig. 6 で示した各々の熱サイクルに対して1473 Kから急冷した時の組織を Fig. 8 に示す。凝固段階から1473 Kまで10 K/secで徐冷した場合 (Fig. 8(a)) は、粒界から γ が δ 粒内へ成長しているが、粒内全域へは成長していない。これは、1473 Kからの急冷により、 γ の成長が抑制されたためと思われる。また、この場合、粒界からの γ が成長していない領域をEBSPで同定した結果、 δ と γ の二相が確認された。これは、1473 Kまで徐冷された段階の粒内(粒界からの γ が成長していない領域)は δ 単相であるが、 T_0 温度以下の1473 Kから急冷されることによって、 δ のかなりの部分が γ へマッシブ変態したためと思われる。また、このことは冷却速度が遅く、マッシブ変態を起こさない場合は、 δ 単相になった後に、通常の長範囲の拡散によって、粒界から γ が析出・成長していることを裏付けている。一方、溶融後1573 Kまで100 K/secで急冷し、その後1473 Kまで徐冷した (Fig. 8(b)) 場合および1623 Kから1523 Kの間だけを100 K/secで急冷した (Fig. 8(c)) 場合は、試料のほぼ全域がアシキュラー状組織を呈しており、凝固段階から1473 Kまで徐冷した Fig. 8(a) の場合よりも変態の進行が速くなっているのがわかる。通常、徐冷した方が $\delta + \gamma$ の二相領域に滞在する時間が長いため、変態が進行していると考えられるが、実際は逆の現象が起こっている。すなわち、この場合の変態率の差も T_0 温度近傍の冷却速度に依存していることから、マッシブ変態の影響により変態率に差が起こったのではないかと考えられる。また、Fig. 8(b)(c) のマッシブ変態が起こったと考えられるものは、1473 Kで急冷

される段階で既に、各々のアシキュラー組織のコロニーが小さくなっているのがわかる。

4.2 アシキュラー状組織の形成機構

以上のようにマッシブ変態の有無によりアシキュラー状組織の形成機構が異なり、結晶粒径および変態率に差が現れると考えられることから、次にマッシブ変態が起こった後の組織変化について検討を加えた。Fig. 3(b)で溶融後1573 Kまで急冷し、5 sec保持した場合の組織を示したが、この場合、マッシブ変態で生成した γ からデンドライト中央部の δ 内に向かって γ が成長していた。また、Fig. 4の元素分配において、デンドライト中央部の未変態の δ の周囲ではCrが僅かに減少しており、元素の長範囲の拡散により、 γ が未変態の δ 中に向かって成長しているのがわかる。そこで、この1573 Kまで急冷し、5 sec保持した時の結晶方位解析結果を Fig. 9 に示す。測定点 No. 10, No. 11 はマッシブ変態で生成した γ であり、No. 4~No. 9の測定点は長範囲の拡散で成長した γ であるが、両者は全く同じ結晶方位を持っており、未変態 δ に向かっての γ の成長はマッシブ変態で生成した γ からのエピタキシャル成長であることが判明した。このことは、新たな核生成を必要としない粒成長支配による成長であるため、 γ の成長開始が速くなると考えられる。また、これらの γ は測定点 No. 1~No. 3の δ とはK-S関係を満足しており、このような関係は、前報⁴⁾で述べたFモードの溶接金属における粒界 γ とウィッドマンステッテン状 γ の関係と同じである。

次に、同じく溶融後、 T_0 温度直下の1573 Kまで100 K/secで急冷してマッシブ変態を起こさせた後、1573 Kで恒温保持した時の組織変化を Fig. 10 に示す。まず、1573 Kでの保持時間が1 secの場合 (Fig. 10(a))、前述の5 sec保持の場合と同様にデンドライト樹間ではマッシブ変態により生成した γ が現れ、デンドライト中央部の未変態の δ に向かっては、 γ が成長しているのが観察される。次に、保持時間が5 sec (Fig. 10(b)) になると、デンドライト中央部の δ 中への γ の成長は進行するが、同時に、マッシブ変態で生

Fig. 9 SEM micrograph, (110) pole figure of ferrite and (111) pole figures of austenite, the microstructure of which is shown in Fig. 3 (b).

Fig. 10 Microstructures after cooling to 1573 K at 100 K/sec and holding at 1573 K for : (a) 1 sec, (b) 5 sec, (c) 30 sec.

成した γ 中の一部の双晶境界あるいは亜粒界に δ が新たに析出している。さらに、保持時間が 30 sec と長くなる (Fig. 10 (c)) と、デンドライト樹間のマッシブ変態で生成した γ 領域全体に δ が析出しているのが観察される。ところで、この場合の 1573 K はデンドライト樹間組成においては T_0 温度以下であり、 δ より γ の方が熱力学的に安定なわけであるが、実際には δ が再析出している。そこで、デン

ドライト樹間組成とほぼ同組成の ST8 の試験片に Fig. 11 に示すような熱サイクルを付与して組織変化を調査した。1673 K で 10 sec 保持した後、室温まで 100 K/sec で急冷した場合 (Fig. 11 (a))、この組成において 1673 K は $\delta + \gamma$ の二相領域であるため、粒界からは γ が粒内へ成長しているが、成長途中に急冷されたことにより、粒内の未変態の δ は γ へマッシブ変態している。一方、1673 K から 1573 K ま

Fig. 11 Microstructures of ST8 after thermal cycles given.

Fig. 12 Concentration profiles of Cr and Ni in a specimen, the microstructure of which is shown in Fig. 10 (c).

で100 K/sec で急冷した後、1573 K で5 sec 保持した場合 (Fig. 11 (b)) は、マッシブ変態で生成した γ 中の双晶境界および亜粒界で微細な δ が析出しているのが確認される。しかしながら、1673 K 保持時に析出・成長した長範囲拡散型の γ 中では δ の析出は確認されなかった。すなわち、 T_0 温度以下でもマッシブ変態で生成された γ 中では δ の再析出が容易であり、これは長範囲拡散により生成された通常の γ よりも熱力学的に不安定なためと思われる。さらに、Fig. 10 (c) の場合の Cr と Ni の元素分配を Fig. 12 に示す。Fig. 4 と同様に凝固偏析の痕跡が確認され、デンドライ

ト樹間では Cr の減少と Ni の濃化により、 γ へマッシブ変態が起こったと思われる。一方、1573 K で保持されることにより、デンドライト樹間でも局部的に Cr の濃化と Ni の減少が確認され、この部分が再析出した δ と対応している。すなわち、マッシブ変態で生成した γ は、凝固時の樹間組成そのままであるのに対し、1573 K で保持すると、デンドライト樹間が溶質均質化に向かい、また、マッシブ変態で生成した γ は熱力学的に不安定と思われるため、例えば双晶境界や亜粒界などから容易に δ が再析出し、マッシブ γ /再析出 δ の間で溶質の再分配が起こったと考えられ

る。

以上のことから、マッシブ変態が起こっても、その後に徐冷もしくは恒温保持されると、組織変化が起こり、アシキュラー状組織を形成する。しかしながら、この場合は、デンドライト中央部の未変態の δ 中への γ の成長はマッシブ変態で生成した γ からのエピタキシャル成長であるために、その成長の開始が速く、さらに、デンドライト樹間のマッシブ変態で生成した γ 中の双晶境界や亜粒界では、新たな δ の再析出という比較的小領域での変態でアシキュラー状組織となるため、 T_0 温度近傍を徐冷した場合に比べて変態の進行が速くなったと考えられる。また、Fig. 8 (b)およびFig. 10 (c)に見られるように、いくつかのデンドライトの束が、一つのコロニーを形成し、見かけ上の細粒化が起こったと考えられる。なお、これらのコロニーは、デンドライトの成長方向から δ 単相凝固時に形成される亜結晶粒に対応すると予想され、この時観察される粒界 γ は、亜粒界において δ の再析出が抑えられたマッシブ変態で生成した γ と考えられる。

Fig. 13 Microstructure after cooling from the melt to 1623 K at 10 K/sec and then cooling to room temperature at 100 K/sec.

Fig. 14 Microstructures after (a) cooling from the melt to 1473 K at 10 K/sec and (b) cooling from the melt directly to room temperature at 10 K/sec.

次に、Fig. 6 (c)およびFig. 8 (c)のように凝固速度を小さくし、 T_0 温度近傍のみを急冷して凝固偏析に起因しないマッシブ変態が起こった場合でも、全体がアシキュラー組織となっている。そこで、溶融後1623 Kまで10 K/secで徐冷した後、室温まで100 K/secで急冷した場合の組織をFig. 13に示す。この場合は、凝固偏析に起因したマッシブ変態は起こらないが、ST6組成の T_0 温度以下での急冷により、 δ 粒内では、マッシブ変態で生成した γ と未変態の δ が混在した組織となっている。また、マッシブ変態で生成した γ 中には双晶や亜粒界が多数認められる。したがって、この状態をさらに徐冷すると、凝固偏析に起因したマッシブ変態が起こった場合と同様に、マッシブ変態で生成した γ と未変態の δ 界面から δ 中への γ の成長が起こり、また、マッシブ変態で生成した γ 中の双晶境界や亜粒界で δ が再析出してアシキュラー状組織になると考えられる。さらに、これらはFig. 13で見られる δ 粒内の亜結晶粒単位で起こると考えられる。これらのことから、Fig. 6 (c)およびFig. 8 (c)でも結晶粒が微細化し、変態の進行も速くなっていると考えられる。

一方、凝固後 T_0 温度以下まで徐冷し、マッシブ変態が起こらない場合の組織変化について検討を行った。凝固後、1473 Kまで10 K/secで徐冷したFig. 8 (a)の場合、1473 K到達時点ではマッシブ変態は起こっておらず、 δ マトリクス中においては粒界 γ とアシキュラー状 γ が成長途中である。この場合の γ の成長過程をFig. 14に示すが、粒界 γ から δ 粒内に向かって微細なウィッドマンステッテン状の γ が成長しており (Fig. 14 (a))、これは前報⁴⁾で示したウィッドマンステッテン状 γ の成長過程と同じである。その後、ウィッドマンステッテン状の γ が成長してFig. 2と同様のアシキュラー状組織 (Fig. 14 (b)) になると考えられるが、これらのウィッドマンステッテン状 γ はいずれも δ 粒界 (粒界 γ) から成長を開始しており、 δ 粒内での析出は少ない。したがって、マッシブ変態が起こらない場合の結晶粒径は凝固時の δ 粒径と一致して粗大になり、さらに、粒界から粗大な δ 粒内に向かって γ が長範囲に成長しなければならぬため、変態の完了がマッシブ変態が起こったものより遅くなると考えられる。

4.3 溶接金属におけるアシキュラー状組織の形成

ST6の溶接のまま組織は、Fig. 2で示した通りアシキュラー状組織であるが、これだけではマッシブ変態が起こったかどうかの判断はできない。そこで、Fig. 15¹⁸⁾に液体ス

Fig. 15 Microstructure during transformation in the weld metal, quenched by liquid tin.

ズ急冷法により得た ST6 の溶接金属における変態途中の組織を示すが、ここで、マトリックス中のやや暗く観察される相は δ 、白く観察される相は γ であることが確認されており、この γ はマッシブ変態によって生成されたものであると考えられる。また、初晶 δ とマッシブ γ の界面から新たに γ が δ 内に成長しているのが観察される。しかしながら、この場合もマッシブ変態が、溶接冷却中に起こったのか、それともスズ急冷により起こったのかの判断は難しい。すなわち、現段階では実際の溶接金属中でマッシブ変態が起こっているかどうかは確認されていないが、本研究における凝固熱サイクルの冷却速度と溶接金属の冷却速度とから推測して、溶接金属中でもマッシブ変態が起こっている可能性は大きいと言える。したがって、ST6 の溶接金属のアシキュラー組織もマッシブ変態が関与し、マッシブ変態後の γ の成長と δ の再析出により形成されるものと思われる。なお、このような組織変化は、F モードで凝固する γ 系ステンレス鋼の中でも Cr/Ni 比の小さい組成のものに限られ、F モードのステンレス鋼のすべてに該当しない。

最後に、本研究で得られた知見および手法は、溶接プロセスのみならず、ストリップ casting などの急速凝固プロセスにおける組織制御などへも展開が可能であると考えられる。

5. 結 言

δ 単相で凝固する γ 系ステンレス鋼溶接金属のマッシブ変態とアシキュラー組織の形成機構について検討した結果、以下の知見を得た。

- (1) マッシブ変態は T_0 温度以下の二相領域で起こる。

(2) F モードで凝固するステンレス鋼の中でも Cr/Ni 比の小さい組成では、マッシブ変態の有無に関わらず、室温組織はアシキュラー状組織を呈する。

(3) マッシブ変態が起こった場合は、マッシブ変態で生成した γ と未変態の δ の界面から δ 内に向かって γ がエピタキシャルに成長する。また、マッシブ変態で生成した γ 中の双晶境界あるいは亜粒界には δ が新たに析出する。さらに、これらは δ 凝固時に形成される亜結晶粒単位で起こる。このことより、マッシブ変態が起こった場合の室温組織は、結晶粒径が小さくなり、アシキュラー組織への変態の進行も速くなる。

(4) F モードで凝固するステンレス鋼溶接金属におけるアシキュラー組織の形成も、その冷却速度から推測して、マッシブ変態が関与しており、マッシブ変態後の γ の成長と δ の再析出により形成されると思われる。

参 考 文 献

- 1) 井上, 小関, 大北, 藤: 溶接学会論文集, 15 (1997), 77-87.
- 2) 井上, 小関, 大北, 藤: 溶接学会論文集, 15 (1997), 88-99.
- 3) 井上, 小関, 大北, 藤: Cr-Ni 系ステンレス鋼溶接金属の凝固・変態に関する研究 (第3報), 溶接学会論文集投稿中
- 4) 井上, 小関, 大北, 藤: Cr-Ni 系ステンレス鋼溶接金属の凝固・変態に関する研究 (第4報), 溶接学会論文集投稿中.
- 5) 中尾, 西本, 張: 溶接学会論文集, 9 (1991), 111.
- 6) 中尾, 西本, 張: 溶接学会論文集, 7 (1989), 414.
- 7) J.W. Elmer, S.M. Allen and T.W. Eagar: Metall. Trans. A, 20A (1989), 2117.
- 8) E.B. Hawbolt and T.B. Massalski: Metall. Trans., 1 (1970), 2315.
- 9) J.D. Ayers and D.C. Joy: Acta Metall., 20 (1972), 1371.
- 10) J.D. Ayers: Acta Metall., 28 (1980), 1513.
- 11) M.R. Plichta and H.I. Aaronson: Acta Metall., 28 (1980), 1041.
- 12) M. Hillert: Metall. Trans. A, 15A (1984), 411.
- 13) T.B. Massalski: Metall. Trans. A, 15A (1984), 421.
- 14) M.R. Plichta, W.A.T. Clark and H.I. Aaronson: Metall. Trans. A, 15A (1984), 427.
- 15) J.H. Perepezko: Metall. Trans. A, 15A (1984), 437.
- 16) E.S.K. Menon, M.R. Plichta and H.I. Aaronson: Scripta metall., 17 (1983), 1455.
- 17) B. Jonsson and J. Agren: Acta metall. mater., 38 (1990), 433.
- 18) H. Inoue, T. Koseki, S. Ohkita and T. Tanaka: ISIJ International, 35 (1995), 1248.
- 19) B. Sundman, B. Jansson and J.O. Andersson: CALPHAD, 9 (1985), 153.
- 20) 井上: 平成5年度第3回特殊材料溶接研究委員会資料, 日本溶接協会 (1993).