ステンレス鋼の溶接*

西 本 和 俊**

Welding of Stainless Steels*

by Kazutoshi Nishimoto**

キーワード：ステンレス鋼，溶接部，凝固モード， δ フェライト，高温割れ，耐食性，靱性，組織予測

1. 緒 言

ステンレス鋼は工業的な規模での生産が1913年にイギリスにおいて現在の420型鋼に相当する鋼種が製造されたのが最初であるから，その歴史はまだ1世紀にも満たない。人類が鉄を用い始めたのは紀元前約2500年頃といわれており，その長い歴史に比べるとはるかに若い材料といえる。しかしながら，ステンレス鋼のその後の発展はめざましいものがあり，現在，自由世界では1000万トンを超える規模の生産がなされるようにまでになっている。我が国ではステンレス鋼生産は1930年代頃からようやく本格化し始めたが，図1に示すごとく，すでに1960年には欧州の国々を抜いて第2位となり，さらに1970年には米国を抜いて第1位となった。それ以降，現在に至るまで我が国はその地位を確保している。近年，工業製品に対しては一層の高性能化・高付加価値化が求められており，使用される材料もより高性能な材料が指向される傾向にある。これを反映してステンレス鋼の需要も世界的にみて，加速的に増加すると同時に使用環境や用途に合わせた性能改善も積極的に行われ，新鋼種の開発も盛んである。

一方，ステンレス鋼の溶接方法も従来は被覆アーク溶接が主体であったのが現在ではフラックスコールドワイヤを用いた半自動・自動溶接が主流となりつつある。また，高エネルギー密度熱源を用いた電子ビーム溶接もしくはレーザ溶接や界面接合など新しい溶接・接合法も産業各分野で積極的に活用されるようになってきている。

本稿ではこのような現状を踏まえて，最近開発されたステンレス鋼及び新しい溶接法の適用についての話題を取り入れながら，ステンレス鋼の溶接について概説する。

レビューは主として1980年代以降に発表された研究を中心として行ったが，既に確立した基礎的な内容に関してはそれ以前の研究も引用している。

図1 主要諸国のステンレス鋼生産量 (1955～1995年)

2. 溶接部の材料挙動

2.1 凝固モードとフェライト形態

ステンレス鋼の溶接金属における凝固モードはその室温組織や凝固偏析， α/γ 相間の元素分配などに重要な影響を与える因子であり，これに関する研究も数多く行われている^{1)～7)}。

一般にステンレス鋼溶接金属の凝固モードは図2^{5),6)}に模式的に示すごとく，以下の4つのタイプに分類される。

*原稿受付 平成9年2月20日

**正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Osaka University

1) A モード： γ 単相凝固 (type 1)

γ 単相で凝固が完了し、その後変態を起こさず、室温に至る。

2) AF モード：初晶 $\gamma + (\alpha + \gamma)$ 2 相凝固 (type 2)

γ 相が初晶で晶出後、最終凝固部のデンドライト境界に分離共晶 α が晶出し、室温組織はデンドライト境界に島状 α を含んだ 2 相組織を呈する。

3) FA モード：初晶 $\alpha + (\alpha + \gamma)$ 2 相凝固 (type 3)

α 相が初晶で晶出後、凝固途中で共包晶反応により γ 相を晶出し、 $\alpha + \gamma$ 2 相で凝固を完了する。その後、冷却過程で $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態により δ 相の形態が大きく変化するとともにその体積率が減少する。

4) F モード： α 単相凝固 (type 4)

α 単相で凝固を完了する。組成により冷却過程で γ 相を析出して室温組織が $\alpha + \gamma$ 2 相組織となる場合と α 単相となる場合がある。

従来のアーク溶接における溶接金属ではその凝固モードは主に組成によって決定されるという観点から各凝固モードの出現組成範囲は Cr 当量および Ni 当量から予測する方法が検討されている。例えば、溶接金属の凝固モードの変化は Cr 当量/Ni 当量の比で以下のように整理できることが報告されている⁷⁾。

A, AF モード： $\text{Creq/Nieq} \leq 1.48$

FA モード： $1.48 \leq \text{Creq/Nieq} \leq 1.95$

F モード： $1.95 \leq \text{Creq/Nieq}$

但し

$$\begin{aligned} \text{Cr 当量} = & [\text{wt}\% \text{Cr}] + 1.5 \times [\text{wt}\% \text{Si}] + [\text{wt}\% \text{Mo}] \\ & + 0.5 \times [\text{wt}\% \text{Nb}] + 2 \times [\text{wt}\% \text{Ti}] \end{aligned} \quad (1)$$

$$\begin{aligned} \text{Ni 当量} = & [\text{wt}\% \text{Ni}] + 0.5 \times [\text{wt}\% \text{Mo}] + 30 \times [\text{wt}\% \text{C}] \\ & + 30 \times [\text{wt}\% \text{N} - 0.06] \end{aligned} \quad (2)$$

一方、電子ビーム溶接やレーザー溶接などの凝固速度の大きい溶接金属では凝固モードは凝固速度によっても影響をうける^{8)~14)}。図 3¹⁵⁾に凝固速度を変化した場合の各凝固モードの出現組成範囲を示す。凝固速度の増加に伴い A モードおよび AF モードの出現組成範囲は高 Creq/Nieq 側へ移行し、A モードの出現組成範囲が拡大する。同時に、凝固速度の増加に伴い F モードの出現組成範囲は低 Creq/Nieq 側に拡大するため、AF 及び FA モードを示す組成範囲が減少する。凝固速度の増加に伴い液相が $T_0\gamma$ 以下の温度に過冷された場合、初晶は γ 及び δ いずれの相になるかは、核生成の容易さで決定される。FA モードで凝固する合金の中で共晶組成に近い

図 3 凝固モードに及ぼす凝固速度の影響

(a) Aモード： γ 単相 γ 凝固

(b) AFモード：初晶 $\gamma + (\alpha + \gamma)$ 2 相凝固

(c) FAモード：初晶 $\alpha + (\alpha + \gamma)$ 2 相凝固

(d) Fモード： α 単相凝固

図 2 ステンレス鋼の凝固モード

(a) A モード： γ 単相 γ 凝固 (b) AF モード：初晶 $\gamma + (\alpha + \gamma)$ 2 相凝固

(c) FA モード：初晶 $\alpha + (\alpha + \gamma)$ 2 相凝固 (d) F モード： α 単相凝固

合金の母材組織は γ 単相となっており、したがって、熱影響部も γ 相であることから、それに接する溶接金属内では γ 相の核生成が容易である。そのため、この組成領域では急冷によりFAモードからAFモード及びAモードと変化し、AFモード及びAモードの出現組成範囲が低Creq/Nieq側に拡大するものと考えられている。

また、凝固速度が増加した場合、ある組成範囲では共晶凝固モードおよび固一液無分配凝固（マッシブ凝固）モードなど一般の溶接金属ではみられない凝固モードが出現する^{16),17)}。共晶凝固モードは微細な γ と α の共晶からなる2相混合組織であり、マッシブ凝固は凝固に伴う固一液間の成分の分配を生ぜず液相の組成のまま凝固した γ （一部 α を含む）組織である。図4にレーザ溶融部における種々の凝固速度の下での共晶凝固モード（type 4）およびマッシブ凝固モード（type 5）の出現組成範囲を示す。共晶凝固モードはFeが約65%以上の α/γ の初晶会合線に近い組成域で、ある凝固速度以上から出現する。マッシブ凝固モードはある値以上の凝固速度から出現し、その出現組成範囲は冷却速度の増加に伴い拡大する。マッシブ凝固は液相が同一組成の固相の自由エネルギーが等しくなる温度である T_0 温度以下に過冷された場合に実現される。このような大きな過冷は凝固速度が増加し、固液界面の乱れが抑えられてセル状界面から平滑界面となるデンドライトの絶対安定性条件に達した結果、達成されるものと考えられている¹⁸⁾。

一般のステンレス鋼溶接金属では凝固モードがAモードおよび固相変態のないFモードの一部の場合を

除くと室温組織は熱サイクルの冷却過程での固相変態により、凝固直後の組織と大幅に異なったものとなっている。溶接金属の組織は図5に示すごとくCreq/Nieq値の小さい側から、a) 完全 γ 、b) 分離共晶 α 、c) バミューラー（スケルタル） α 、d) レーシー α 、e) ラス状（アシキュラー） α 、f) ウィドマンステッテン γ 、およびg) α 単相、と分類される。これらの組織の中での

図5 ステンレス鋼溶接金属の各種室温組織の出現組成範囲

図4 レーザ溶融処理部におけるマッシブ凝固組織及び棒状共晶凝固組織の出現組成範囲

室温で $\alpha + \gamma$ 二相組織を呈する場合の3次元組織の模式図を図6¹⁹⁾に示す。(a)は凝固形態ではAFモードに対応し、最終凝固領域となるセルラーデンドライト境界にCrなどの α 生成元素の濃化のため分離共晶 α が生成した組織であり、セルラーデンドライト境界付近に島状の α が散在する。(b)および(c)はFAモードで凝固した組織で、いずれも初晶の α が冷却途中で γ に変態し、未変態 α がデンドライトの中心部付近に残存した組織で、 α の形態から(b)バミキュラー状および(c)レース状と分類される。(d)はFモードで凝固した組織であるが固相変態によって冷却途中で γ を析出し、2相混合組織となったものであり、その組織形態よりアシキュラー α と分類されている。

$\alpha + \gamma$ 二相組織となる場合の溶接金属における α と γ 相の結晶方位関係について、最近EBSP法 (Electron Back Scattering Channeling Pattern) を用いた詳細な検討が行われ、表1²⁰⁾に示すような解析結果が報告されている。液相から直接晶出したと考えられる分離共晶 α 及びバミキュラー(スケルタル) α では α 及び γ 相のそれぞれの優先凝固方位である(100)が平行となる。また、固相変態により析出した、アシキュラー α およびウィッドマンステッテン γ は $\{110\} \delta // \{111\} \gamma$, $\langle 111 \rangle \delta // \langle 110 \rangle \gamma$ のK-Sの関係となる。レーシイ α の場合、同様にFAモード凝固のバミキュラー(スケルタル) α とは異なりK-Sの関係となる。このことは、FAモード凝固の場合のレーシイ α とバミキュラー(スケルタル) α ではフェライトの生成機構が異なることを示唆し

表1 オーステナイト・フェライト間の結晶方位関係

凝固モード	δ あるいは γ の形態	結晶方位関係
AF	グロビュラー δ	$\langle 100 \rangle \delta // \langle 100 \rangle \gamma$
FA	バミキュラー δ	$\langle 100 \rangle \delta // \langle 100 \rangle \gamma$
	レーシイ δ	$\{110\} \delta // \{111\} \gamma$ $\langle 111 \rangle \delta // \langle 110 \rangle \gamma$ (K-Sの関係)
F	アシキュラー δ もしくは ウィッドマンステッテン γ	$\{110\} \delta // \{111\} \gamma$ $\langle 111 \rangle \delta // \langle 110 \rangle \gamma$ (K-Sの関係)

ており、興味深い。一方、FAモードの場合の冷却速度の速い溶接金属では、 α から γ への固相変態機構がマッシブ変態で生じることが報告されている^{21)~24)}。マッシブ変態は短範囲の元素の拡散によって生じるが、その際 α 相と γ 相の間に有る一定の結晶方位関係が有るか否かも争点となっている。最近のEBSP法を用いた解析結果ではマッシブ変態が生じた場合、 α と γ 相の間にはK-Sの関係となることが報告されている²⁰⁾。しかしながら、マッシブ変態の詳細は不明であり、今後解明する必要のある点といえる。

2.2 フェライト量及び γ 量の予測

γ 系ステンレス鋼において溶接金属中の δ フェライト量の制御は高温割れ防止の観点から重要なポイントとなるため、 δ フェライト量の予測は実用上大きな意義を持つ。従来から、 δ フェライト量の予測には種々の方法が検討されているが、現在、我国でもっとも広範に用いられているものはシェフラー組織図²⁵⁾およびこれにNの影響を考慮したディロン組織図²⁶⁾を用いた組織予測である。これらの組織図はいずれも合金成分の影響をNi当量及びCr当量を用いてフェライト量の予測をするものである。その後、両組織図のNi当量及びCr当量について検討がなされ、それぞれについての改良当量式が報告されている^{27)~29)}。これらの改良当量式及びこれらを用いたフェライト量予測式の代表的なものを表2に示す。フェライト量の表示は我が国では体積率を示す%表示が主体となっているが、世界的にはフェライト量はFN (Ferrite Number) 表示への統一化が進められており、組織予測に用いられる組織図もFN表示のディロン組織図や図7に示す1992年に発表されたWRC-1992組織図³⁰⁾が推奨されている。フェライト量はFN表示では%表示にくらべて、若干高い値となるが、約10%までは両者の値の差はほとんど無視できるものである³¹⁾。

一方、前述の凝固モードならびに室温組織に及ぼす冷却速度の影響から推察できるとく、 δ フェライト量も冷却速度によって大きく影響をうける。その結果、レーザ溶接部のように冷却速度の速い溶接金属では δ フェライト量は上記の組織図から大きく偏移する^{32),33)}。冷却速度の変化に伴う δ フェライト量の変化をシェフラー組織図上で表した結果を図8³³⁾に示す。冷却速度の増加に伴い δ フェライト量の0%ラインは低Ni側へ、100%

図6 フェライト形態に関する三次元的組織観察結果

表 2 フェライト量予測のため組織図に用いられる Cr 当量と Ni 当量及びフェライト量の計算方法

使用組織図	Ni 当 量	Cr 当 量	単位
シェフラー (JIS Z3119 組織図A)	$Ni+30C+0.5Mn$	$Cr+Mo+1.5Si+0.5Nb$	%
ディロング (JIS Z3119 組織図B)	$Ni+30C+30N+0.5Mn$	$Cr+Mo+1.5Si+0.5Nb$	% FN
$FNCDK=-30.65+3.49(Cr+Mo+1.5Si)-2.5(Ni+30(C+N)+0.5Mn)$			
ディロング組織図	$Ni+30C+30N+0.5Mn$	$Cr+Mo+1.5Si+0.5Nb$	% FN
シェフラー組織図	$Ni+0.11Mn-0.086Mn2+24.5C+0.41Co+0.44Cu+18.4N$	$Cr+1.21Mo+0.48Si+2.27V+0.72W+2.20Ti+0.14Nb+0.21Ta+2.48Al$	%
ディロング組織図	$0.35+Ni+30C+0.5Mn$	$Cr+Mo+1.5Si+0.5Nb$	% FN
$FNCDK=-30.65+3.49(Cr+Mo+1.5Si)-2.5(Ni+30(N+C)+0.35)$			
ディロング組織図	$Ni+29(C+N)+0.53Mn-0.05Mn2-2.37MnN+0.94(MnN)2-0.71$	$Cr+Mo+1.5Si+0.5Nb$	% FN
$FN=-30.65+3.49(Cr+Mo+1.5Si)-2.5(Ni+29(C+N)+0.53Mn-0.05(Mn)2-2.37MnN+0.94(MnN)2-0.71)$			
新組織図	$Ni+35C+20N$	$Cr+Mo+0.7Nb$	FN
$FN=-27+3(Cr+0.8Mo)-1.9(Ni+49C+29N)$			
$FN=-18+2.9(Cr+Mo+0.3Si)-2.6(Ni+35C+20N+0.3Mn)$

図 7 WRC-1992 組織図

図 8 ステンレス鋼溶接金属中の δ フェライト量に及び冷却速度の影響

ラインは逆に高 Ni 側へ移行し、2 相混合領域の組成域が大幅に縮小することがわかる。このように、レーザ溶接部のような冷却速度の大きい溶接金属中の δ フェライト量を予測する場合には、冷却速度をパラメータとした組織図の利用が必要である。

2 相ステンレス鋼溶接金属および HAZ は溶接過程で一度 α 単相となり、冷却途中で再び γ が析出し、室温では $\alpha + \gamma$ 2 相組織となる。しかしながら、再析出する γ 相は平衡析出量に至らず、溶接金属および HAZ では母材に比べて γ 相の量が減少する。この鋼種の HAZ において、溶接過程で再析出する γ 相を予測するため、 γ 相析出現象に関する速度論的取扱が行われている³⁴⁾。その結果によると、2 相ステンレス鋼における γ 相の析出は以下に示す速度式で記述できる。

$y/(1-y)=kt$ (3)

ただし、 y は変態率、 k は速度定数、 t は時間を表す。溶接熱サイクルを微小時間に分割し、その間を恒温過程と仮定し、(3) 式を適用することにより、冷却途中での γ 析出量が計算される。図 9³⁵⁾はこのような手法により、実測の溶接熱サイクル曲線を用いて HAZ の γ 析出量を計算した結果である。 γ 析出量の計算値と実測値の間にはよい対応関係がみられている。

図 9 2 相ステンレス鋼 HAZ における γ 析出量の計算値と実測値の比較

2.3 炭化物及び窒化物の析出

γ 系ステンレス鋼中の C の溶解度は、次式³⁶⁾に示すごく小さく、また、温度の低下と共に急激に減少する。

$\log(wt\%C) = -6100/T + 4.21 - 0.0186(wt\%Cr + wt\%Ni)$ (4)

その結果、ステンレス鋼 HAZ では溶接熱サイクル過程で炭化物の析出が生じ、耐食性や靱性の劣化の原因と

表 3 SUS304 鋼 HAZ における粒界特性と炭化物の析出領域との関係

粒界特性	小角度粒界	双晶粒界	規則粒界	ランダム粒界	総計
粒界	7	29	15	74	125
炭化物を伴う粒界	0	0	0	67	67

図 10 加算則の説明図

なる場合がある。また、N の溶解度は C に比べれば多いが³⁷⁾、N 量を高めた鋼種では、やはり、熱影響部における窒化物の析出が問題となる。γ 系ステンレス鋼 HAZ での Cr 炭化物の析出は結晶粒界に優先的に生じる。この場合、Cr 炭化物の析出は C 量や析出温度域の冷却時間の増加に伴い増加するが、同時に粒界の性状によっても影響を受ける³⁸⁾。すなわち、HAZ において粒界の結晶方位関係により、規則度の高い規則粒界及び規則度の低いランダム粒界に分類し、それぞれについて Cr 炭化物の析出の有無を観察した結果、表 3³⁹⁾に示すごとく、析出はランダム粒界に優先的に生じることが報告されている。これは、ランダム粒界では粒界エネルギーが高く、Cr 炭化物が核生成し易いためと考えられている。

一方、HAZ の Cr 炭化物の析出を恒温析出曲線(TTP 図) から加算則を用いて予測する方法が検討されている⁴⁰⁾。加算則⁴¹⁾とは熱サイクル曲線を図 10 に示すごとく階段状の微小時間の恒温保持過程の集積と近似し、各区間の保持時間 Δt をその温度での変態開始時間で除した値の合計が 1 となる時点で変態が開始するとしたものである。この条件は次式で表される。

$$\tau = \sum_{i=1}^n (\Delta t / \tau_i) = 1 \quad (5)$$

加算則が成立するのは (1) 核生成速度と成長速度の比が温度によらず一定、もしくは (2) 変態のごく初期にサイト飽和が生じる場合とされている⁴²⁾。炭化物の析出は析出箇所が粒界に限られ、近似的に析出初期に (2) の条件を満足すると考えられる。Cr 炭化物の TTP 図を用いて HAZ の析出に関するパラメータ τ を計算した結果を図 11⁴⁰⁾に示す。Cr 炭化物に析出が観察される領域と τ が 1 以上となる領域が良い対応を示していることがわかる。

図 11 SUS304 鋼の HAZ での $M_{23}C_6$ 析出の実測値と加算則による計算値

3. 溶接部の割れ

3.1 高温割れ

ステンレス鋼の溶接において、従来より高温割れは大きな問題点とされ、これに関しては数多くの研究が行われてきた^{43)~56)}。現在では、高温割れの機構が明らかにされ⁵⁷⁾、その対策も確立しているが、実施行においては依然としてこの種の割れを経験する例は多いようである。溶接部における高温割れはその名の通り、高温において溶接金属及び熱影響部に発生する割れで、その発生機構から表 4 に示すような液膜が関与する割れ及び固相状態での脆化割れに大別される。液膜が関与する割れはさらに凝固割れ及び液化割れに分類される。このうち、凝固割れは溶接金属において発生し、他の高温割れは溶接金属及び熱影響部のいずれにも発生する割れである。また、割れを発生する時期から分類すると、溶接過程で発生す

る割れは凝固割れ、液化割れ及び脆化割れであり、溶接後の熱処理過程並びに使用中に発生する割れは再熱割れと呼ばれ、その種類は液化割れと脆化割れである。

高温割れの発生温度は材料によって異なるので明確ではないが、凝固割れや液化割れは融点から固相線温度近辺までの脆性温度域 (BTR) と呼ばれる温度域で発生する。これに対して、脆化割れは固相線温度より下で再結晶温度付近の中間的な、いわゆる延性低下温度域 (DTR) で発生する。高温割れの共通した特徴としては、破面が酸化により着色すること及び粒界破面を呈することである。

表4 高温割れの分類

3.1.1 凝固割れ

ステンレス鋼の凝固割れに関してはP, S及びB等の不純物元素がその感受性を助長することがよく知られている⁵⁷⁾。図12⁵⁸⁾は(P+S+B)量の凝固割れに及ぼす影響をCreq/Nieqで整理した結果である。一般の溶接ではCreq/Nieqの値が1.48以下の値となると、凝固割れ感受性が極端に増加することがわかる。Creq/Nieqの値が1.48を境界としてそれ以上ではフェライト初晶、それ以下では γ 初晶となる⁵⁹⁾。すなわち、 γ 初晶凝固である、AFもしくはAモードとなると、凝固粒界が比較的平坦となり、かつ凝固完了まで変態に伴う粒界移動も生じないため、凝固割れ最終温度域で液膜が粒界全体を覆うようになり凝固割れ感受性が上昇する。レーザ溶接や電子ビーム溶接のように凝固速度の早い場合は凝固速度の増加に

図12 高温割れ感受性に及ぼす(S+P+B)量およびCr当量/Ni当量の影響 (YAGレーザ溶接)

伴い、AFもしくはAモードとなるCreq/Nieqの値が上昇する。図12に示すYAGレーザ溶接の場合はFAモードからAFもしくはAモードとなるCreq/Nieqの値が約1.67なり、これに伴い、割れ感受性も上昇するCreq/Nieqの値が約1.67以下で増加することが示されている。

高温割れに及ぼすその他の合金元素の影響を実験式により定量的に表す試みもなされている。その代表的なものを以下に示す⁵⁸⁾。

$$\begin{aligned} \text{割れ率 (\%)} = & 133.6 + 6.44/\text{C} + 43.1/\text{Mn} \\ & + 1.8\text{Si} + 384\text{S} + 229.5\text{P} + 9.98\text{Ni} \\ & + 4.48\text{Cr} - 28.8(\text{Nb} + \text{Ta}) - 487\text{N} \quad (347 \text{ 鋼}) \quad (6) \end{aligned}$$

一方、 δ フェライトを含む γ 系ステンレス鋼溶接金属の割れ感受性は室温の δ フェライトの量と密接な関係があることが古くから知られている⁵⁹⁾。図13⁶⁰⁾は凝固割れ試験結果で、最大割れ長さはフェライト量が約10%で最小値となり、それ以上もしくはそれ以下でも増加することがわかる。フェライト量を含む溶接金属で割れ感受性が改善されるのは凝固モードがフェライト初晶のFAモードとなり、冷却過程での $\delta \rightarrow \gamma$ 変態に伴い、液膜が不連続となる結果、割れの進展が阻害されることが大きな要因と考えられる⁶¹⁾。また、この他の δ フェライトによる改善効果の要因として、以下のようなことが考えられている。すなわち、(1) γ よりも δ の方がS及びPなどの有害元素の固溶度が大きいため、最終凝固粒界への不純物元素の偏析量が減少する。(2) 高温では δ の方が γ よりも熱膨張係数が小さく、強度も低いので変形しやすく、応力の緩和に有利である。(3) δ 凝固の場合、 γ 凝固に比べて有害元素であるSiの偏析が軽減される。逆

図13 オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属における最大割れ長さに及ぼすフェライト量の影響 (トランスバレストレイン試験結果)

に、Mn は粒界に偏析し、S を MnS として固定し、S による凝固温度低下を改善する。(4) δ/γ 粒界は不純物元素の偏析サイトとなるため、 δ が存在する場合、その面積が増大し、単位粒界面積当たりの偏析量が減少する。(5) δ/γ 粒界の液膜に対する濡れ性が低い。(6) δ/γ 粒界は γ もしくは δ 粒界に比べて、形状が複雑であるため、割れの進展が阻害される。

一方、フェライト量が増加すると再び、割れ感受性は増加する。その結果、フェライト相を多く含む 2 相ステンレス鋼では 308 ステンレス鋼よりもはるかに高い高温割れ感受性を示すことが知られている^{60)~65)}。フェライトが増加するに従い、再び割れ感受性が増加するのは、Cr 当量が増加し、それに伴い液相線温度の上昇する結果、固-液共存領域の幅が増加するためと考えられている。

3.1.2 再熱割れ

ステンレス鋼多層溶接金属中で次層パスの熱影響部に相当する箇所でもマイクロフィッシャーと呼ばれる長さが数 10~数 100 ミクロンと微細な割れがしばしば経験されている。マイクロフィッシャーの発生原因としては柱状晶粒界の液化^{66),67)}もしくは不純物元素の偏析に起因した粒界脆化⁶⁸⁾の 2 つが考えられる。

粒界液化に関しては粒界に偏析した不純物の影響により粒界の融点が低下する場合他にボンド部近傍の熱影響部において炭化物や金属間化合物の析出物の局部溶融が原因となる場合がある。図 14⁶⁹⁾に示すごとく、温度 Ta

図 14 組成的液化現象の説明図

以上に加熱されると、析出物界面では濃度 Cl_1 の液相と平衡状態となり、その液相とマトリックス界面ではそれぞれ、濃度 Cl_2 の液相と濃度 C_{s1} の固相が平衡する。このように、マトリックスの固相線温度以下であっても、析出物の構成元素がマトリックス中へ拡散流出することによる組成の変化に起因した「組成的液化」により、析出物周囲が局部溶融を生じる。その結果、形成された液相が粒界に侵入して粒界液化を生じる。

粒界脆化が原因となるマイクロフィッシャーは γ 系ステンレス鋼多層溶接金属中で発生することが報告されている。この場合、次層のビードの熱サイクルにより、図 15⁶⁸⁾に示すごとく、先行ビード中の δ フェライトが γ に変態する「ハザード熱影響部」と称する領域が生じる。この領域では、 δ 相から、 γ 中に排出された P, S, Si などの不純物元素が粒界に偏析することによる粒界の脆化が、マイクロフィッシャーの主原因となると考えられている。

最近、FCAW で溶接された溶接金属が 973K 付近の温度である期間使用された場合、割れを生じる場合があることが報告されている^{70)~75)}。この割れは、溶加材のフラックス中にスラグ剥離性を向上させるため添加されている Bi_2O_3 が溶接過程で分解し、図 16⁷⁰⁾に示すごとく、Bi が粒界に偏析し、粒界を脆化させることが主原因であるとされている。さらに、973K 付近の温度での使用期間に δ フェライト中に σ 相や炭化物が析出し、 δ 相が脆化することも 2 次的な要因となっていることが推察されているが、その機構の詳細は不明であり、その解明が待たれている。

図 15 ハザード HAZ の模式図

図 16 GFW308C 鋼溶接金属の 973K×3.6Ms 時効材における再熱割れ部のオージェ分析結果

3.2 ディスボンディング

石油精製、石油化学プラント等において、高温高压水素雰囲気中に接して用いられる圧力容器の肉盛り溶接部で水素の侵入に起因した割れが生じることが知られている⁷⁶⁻⁷⁹⁾。この割れの発生箇所は α 系鋼材の上に肉盛りした γ 系ステンレス鋼溶接金属のボンド部である。割れ伝播経路を微視的にみると図 17⁸⁰⁾に示すごとく、ボンド部に接した肉盛り溶接金属側の平滑界面成長した粗粒域の粒界及びその近傍の粒内を進展しているのがわかる。この割れは圧力容器の運転停止によりが温度が低下した際に発生する。圧力容器の運転中に吸収された水素は図 18⁸¹⁾に示すごとく、運転停止時に温度の低下に伴い α 系鋼材とステンレス鋼の水素の活量差が増加することに起因して、ステンレス鋼肉盛り溶接部のボンド部付近に集積される。その結果、ボンド部付近の肉盛り溶接金属中で水素による脆化が著しくなり、冷却による熱応力の発生に伴いこの領域で割れが生じる。この割れの材料側の要因としては、界面近傍の結晶粒の粗粒化、炭素鋼側からの浸炭、それに伴う炭化物の析出に起因した Cr 欠乏相の形成、 α' マルテンサイトの形成などが関与することが報告されている⁸²⁾。ディスボンディングの防止対策としては①粒界脆化を助長する P, S, Si 等の不純物元素の低減、②肉盛り初層に割れ感受性の低い 430Nb 鋼の使用、③高速大電流溶接による希釈率の増加による初層の

図 17 はく離割れ断面の観察例

図 18 冷却後の水素濃度分布—計算値と分析値の比較

A+M もしくは A+F+M 組織化、④ 1127K 以上の温度の後熱処理などが有効とされている^{83)~86)}。

4. 溶接部の靱性

4.1 δ フェライトの影響

γ 系ステンレス鋼では高温割れを防止する観点から、 δ フェライトが室温組織で通常 5~10% 残存するように成分設計がなされる。しかしながら、これらの溶接金属は低温で使用される場合、靱性が問題となることがある。

図 19⁸⁷⁾は、Type 316 および 316L の主溶接金属の K_{IC} と δ 量の関係で、4K および 76K いずれの温度においても K_{IC} は δ 量の増加にともない低下する。76K での吸収エネルギー値も δ 量とともに低下する。これは δ 量が増加するにしたがい δ のネットワークが形成され、き裂の発生ならびに伝播経路となるためである。最近、 δ フェライ

図 19 Type316 及び 316L 鋼溶接金属の KIC とフェライト量との関係

トの形態が靱性に及ぼす影響について詳細な検討が行われている^{88),89)}。すなわち、バミュキュラー δ は凝固時のデンドライトの1次もしくは2次アームの形態を維持しながら、室温組織において膜状となっており、その表面がほぼ(100) δ 平行となっている。(100) δ は劈開面でありこれに平行な劈開き裂が伝播し易くなり、その結果、靱性が低下する。これに対してレーシー δ の場合は γ 相とはK-Sの関係を満足しており、粒界エネルギーが低い状態である。加えて、膜状の δ の表面は(110) δ とほぼ平行であり、劈開面と異なる。その結果、 δ/γ 界面もしくは膜状の δ 内部のき裂伝播に必要なエネルギーが増加し、靱性が向上することが指摘されている。

二相ステンレス鋼は α 相と γ 相の相比が約1となるよう成分設計されている。この鋼種は溶接過程で溶接金属及び熱影響部が一度 α 単相化し、冷却過程で再び γ が析出するが、その量は母材より減少する^{90)~92)}。このため、 α/γ の相バランスがくずれ、溶接部のじん性にも影響がでてくる。図20⁹³⁾は、329J₁型二相のステンレス鋼再現HAZ材の -40°C における吸収エネルギー値と δ 量を再現熱サイクルのピーク温度で整理した結果である。フェライト量の増加にともなって吸収エネルギーが低下する傾向が認められる。二相ステンレス鋼溶接金属の吸収エネ

図 20 二相ステンレス鋼の α 量及び衝撃値に及ぼす熱サイクルのピーク温度ならびに冷却条件の影響

ギと δ 量との間にも同様な関係が存在する。

4.2 N, O 及び C の影響

γ 系ステンレス鋼は非磁性であり、低温強度および靱性が高い特徴を有するところから、強磁場を必要とする低温用構造物への需要も多い。この用途に対しては溶接部も母材並の低温機械的性質が要求される。低温強度を確保するためにはNの添加は極めて有効であるがそれに伴って、靱性、延性が劣化するのが問題となる⁹⁴⁾。特に、 δ フェライトを含有する溶接金属ではNの添加による靱性の劣化がさらに助長される。図21⁹⁵⁾は溶接金属の低温衝撃値特性に対するN量の影響を示したものである。凝固モードがA, AF, 及びFAのいずれの場合もN量の増加に伴い溶接金属の衝撃値は低下している。なお、靱性の絶対値はフェライト量が多くなるFAモードの場合、より低い値となることがわかる。しかしながら、SUS308系溶接金属ではN量を増加した場合、窒化物の析出しない範囲内では逆に靱性を向上させる効果があることも報告されており⁹⁶⁾、溶接金属の靱性に及ぼすNの影響に関しては不明な部分も多い。

δ フェライトを含有する溶接金属では δ/γ 粒界あるいは δ 粒内での炭化物の析出によっても低温靱性が劣化することが知られている。図22⁹⁷⁾は316L溶接金属の

図 21 オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の衝撃値に及ぼす N の影響

図 22 316L ステンレス鋼溶接における吸収エネルギー-vE-196 に及ぼす再熱温度の影響 (単サイクル, ハーフサイズ 2mmV ノッチシャルピー試験片)

低温靱性に及ぼす 2 次熱サイクルのピーク温度及び δ フェライト量の影響を示した結果で δ 量が 3.8% の場合には 1073K, 6.8% の場合には 1127K で 77K の衝撃値が最小となっている。この原因は δ フェライト中への $M_{23}C_6$ の析出によるものとされている。

溶接金属の靱性は酸化物系介在物にも影響され、その量の増加に伴い、靱性値が低下する。図 23⁹⁸⁾ は 304 系ステンレス鋼 MIG 溶接金属の衝撃値に及ぼす酸素量の影響を示す。酸素量の増加と共に衝撃値が低下することがわかる。二相ステンレス鋼の場合も酸素量の増加に伴い、衝撃特性が低下することが報告されている⁹⁹⁾。

高純度 α 系ステンレス鋼は N, O 及び C 等の不純物元素を低減することにより大幅に特性を改善した鋼種であるが、溶接部では、これらの不純物元素が増加した場合、極端な、じん性劣化が認められる^{100)~104)}。

図 24¹⁰³⁾ は、高純度 19Cr-2Mo 鋼溶接金属の O および

図 23 304 鋼溶接金属の衝撃値に及ぼす O の影響

図 24 19Cr-2Mo 鋼溶接金属の VTE に及ぼす O, N の影響

N 量と vT_E の関係で、O, N いずれも含有量の増大にともない vT_E は上昇するが、含有量の少ない側では O によるぜい化が顕著である。O が増加すると酸化物系介在物が多数生成されるようになり、これらの介在物がぜい性き裂の発生あるいは伝播サイトになるため、じん性が劣化する。一方、N が 200ppm 以上になると MN 系の Cr 窒化物が粒内に析出しマトリックスも硬化するため、じん性が劣化する。

30Cr-2Mo 鋼溶接金属の場合もシールドガス中への空気の侵入により溶接金属中の O, N 量は増加し、じん性

が劣化する。30Cr-2Mo 鋼の場合、N 含有量が増加するとマトリックスのへき開面である {100} 面に Cr_2N が板状に析出し、マトリックスを硬化させるため、じん性劣化することが報告されている¹⁰⁰⁾。30Cr-2Mo 鋼の α 系鋼への肉盛り溶接部では母材の希釈に伴い、C のピックアップが靱性劣化の原因となる^{105), 106)}。この場合の脆化は溶加材中に Zr を微量添加することで大幅に改善できることが報告されている^{107), 108)}。

4.3 σ 相脆化

σ 相はステンレス鋼において $600^\circ\text{C} \sim 900^\circ\text{C}$ の温度範囲で析出するが、 750°C 付近でもっとも析出しやすい。 σ 相は Fe と Cr の金属間化合物であり、高 Cr 系ステンレス鋼で析出しやすいが、溶接金属内に δ を含む場合、この相内で Cr や Mo など σ 相の析出を助長する元素が濃化するため、母材に比べてその析出速度が速くなる^{109)~113)}。特に、AF モードとなる場合、FA モードの場合よりフェライト中の Cr 及び Mo 濃化が顕著となるため¹¹⁴⁾、 σ 相の析出が加速される。 σ 相が析出した場合、その析出量が僅か数%であっても、じん性は著しく劣化する¹¹⁵⁾。

γ 系ステンレス鋼溶接金属では、溶接金属中では主に δ 中に σ が析出するため、凝固モードが FA の場合は σ ぜい化の観点からは δ 量は少ない方がよい。

また、合金元素も σ 相析出に影響をあたえる。Type304 溶接金属においては、 $\text{Mo} > \text{Si} > \text{V} > \text{Nb}$ の順に σ 相の析出を助長する¹¹⁶⁾。Cu や Al は σ 相の析出をおくらせる。しかし、基本的には Cr 量が多くなると σ 相は析出しやすくなるので、 σ 相の析出に対する合金元素の影響は次式に示す等価 Cr 量 Eq. Cr で評価されている¹¹⁷⁾。

$$\text{Eq. Cr} = \text{Cr} + 0.31\text{Mn} + 1.76\text{Mo} + 0.97\text{W} + 2.02\text{V} + 1.58\text{Si} + 2.44\text{Ti} + 1.70\text{Nb} + 1.22\text{Ta} - 0.226\text{Ni} - 0.177\text{Co} \quad (7)$$

一方、 σ 相の析出サイトとなる局所的な領域の Eq. Cr の大小で σ 相の析出を取り扱うべきであるとする考えに基づき、Effective Eq. Cr の概念で σ 相の析出が論じられている¹¹⁸⁾。すなわち、この考え方では C が存在した場合、C 量の多少が M_{23}C_6 の析出を左右し、ひいては σ 相の析出に影響するという観点より、 $\text{Eq. Cr}/\text{C}$ で示される Effective Eq. Cr で σ の析出を論じている。

冷間加工は σ 相の析出を助長する。冷間加工により σ 相が析出しやすくなるのは、熱処理温度の低温側では再結晶粒と冷間加工域の界面で σ 相の核生成が促進されるためであり、高温側では、微細な再結晶粒が多数形成され、粒界面積が増加する結果、 σ 相の核生成が容易になるためである。

δ 相を含む 25Cr-13Ni-1Mo-0.35N 鋼溶接金属における σ 相の析出に伴う δ の分解現象が次式に示す Johnson-Mehl 式で取り扱われている (図 25 参照)¹¹⁹⁾。

$$y = 1 - \exp(-kt)^n \quad (8)$$

ここで、 y : $(\text{Di} - \text{Df})/\text{Di}$ 、 Di : 初期 δ 量、 Df : 熱処理後

の δ 量、 t : 熱処理時間、

この結果を用いて、後熱処理過程の 25Cr-13Ni-1Mo-0.35N 鋼溶接金属における δ の分解量の予測が可能である。図 26¹¹⁹⁾に示すごとく、 δ フェライトの分解量の計算値と実測値が良い対応をすることがわかる。

二相ステンレス鋼においても σ 相が析出しやすく、これに伴う溶接部の脆化が問題となる。特に、最近注目されている孔食指数 ($\text{Cr} + 3.3\text{Mo} + 16\text{N}$) を 40 以上に高めたスーパー二相ステンレス鋼では Mo 量が高いため、 σ 相が析出しやすい。これを改善するため、Mo の一部を W に置き換えた鋼種が開発されている^{120), 121)}。この鋼種では W の拡散が遅いことから σ の析出が遅延させられ、HAZ における σ 相の析出が抑えられることが報告されている。

図 25 25Cr-13Ni-1Mo-0.35N 鋼溶接金属中の δ の分解挙動

図 26 後熱処理過程における 25Cr-13Ni-0.7Mo 鋼溶接金属中の δ フェライト分解量の計算値と実測値の比較

4.4 475℃脆化

475℃脆化は二相ステンレス鋼や高Cr α 系ステンレス鋼溶接部で特に問題となる^{122)~124)}。Fe-Cr合金は748K(475℃)付近の温度に保持すると、Cr濃度の低い α 固溶体とCr濃度の高い α' 固溶体に分解する。この二相分離は小傾角X線回折法やメスバウアー等による測定から、スピノーダル分解によって生じることが明らかにされている^{125)~127)}。スピノーダル分解は核生成過程を経ずして、固溶体から濃度の変動が増大する結果、析出が完了するため、析出時間が早く、析出相も微細に分散するのが特徴である。図27¹²⁸⁾は铸造二相ステンレス鋼(SCS14A相当材)におけるスピノーダル分解過程における濃度のゆらぎをCahn-Hillerdの式¹²⁹⁾を用いて計算し、実際の組織と対比した結果である。計算によって求められた濃度分布と電子顕微鏡組織にみられるコントラストが比較的良好な対応をしていることがわかる。 α' 固溶体が析出すると材料が硬化すると同時に靱性値が著しく低下する。靱性の低下は硬化より敏感であり、硬さの立ち上がりのごく初期から靱性値が大幅に低下する。 α' 固溶体の析出に起因する脆化はその発生が最も顕著となる温度から、475℃脆化と呼ばれている。475℃脆化はCr濃

度の増加に伴い脆化速度が加速すると同時に脆化度も顕著になる。図28¹³⁰⁾は高純度フェライトステンレス鋼である30Cr-2Mo鋼の475℃脆化の影響を示す等脆化度曲線である。約773K付近の加熱により、極めて短時間で脆化傾向が現れているのがわかる。この結果、30Cr-2Mo鋼を溶接した場合、溶接熱サイクル過程で475℃脆化に起因した脆化が生じる場合がある。図29¹³⁰⁾は30Cr-2Mo鋼の多層溶接を模擬した多重熱サイクル過程の475℃脆化によるシャルピー衝撃試験でのエネルギー遷移温度の変化を図28に示す等脆化度曲線に基づき加算則を用いて評価した結果である。エネルギー遷移温度の計算値は実測値と良い対応がみられ、ピーク温度を800Kとした熱サイクルで3サイクルでエネルギー遷移温度が40K上昇する脆化が生じることがわかる。750K付近の温度での保持によって析出した α' 相は約873K以上に短時間加熱することによって固溶させることが出来る。したがって、475℃脆化が生じた場合の改善策としては、約873K以上に加熱する熱処理が有効である。

5. 溶接部の耐食性

ステンレス鋼溶接部で生じる腐食のうち、特に問題と

図 27 723Kにおける相分解挙動の計算によるCr濃度分布とTEM組織の比較

図 28 30Cr-2Mo 鋼溶接金属の等脆化度曲線

図 29 多重熱サイクルを付与した30Cr-2Mo鋼のvTEの実測値と計算結果の関係

なる場合が多い粒界腐食及び孔食についての最近の研究について述べる。

5.1 粒界腐食

γ 系ステンレス鋼のHAZである種の腐食環境下で粒界腐食を生じる現象はウェルドディケイとして、古くから知られている。ウェルドディケイの原因は溶接過程におけるCr炭化物の結晶粒界への析出による粒界近傍のCr欠乏層形成に起因した鋭敏化である。ウェルドディケイの発生を予測するにはHAZの鋭敏化度を知る必要があるが、これは前述の加算則を用いることにより、計算によって求めることができることが報告されている。図30¹³¹⁾は加算則を用いて予測した304鋼HAZにおける粒界腐食発生域を実測のそれと対比した結果である。粒界腐食度に関するパラメータ λ が1以上となるHAZの領域で実際に粒界腐食が生じていることがわかる。

ウェルドディケイは溶接熱サイクル過程で析出したCr炭化物が原因となって生じるが、溶接のまま状態ではほとんど問題とならない鋭敏化の程度であっても、溶接後、通常鋭敏化温度域よりもはるかに低い、例えば、573K付近の温度で長時間保持した場合、極めて激しい鋭敏化が生じることが明らかにされている。この現象は低温鋭敏化¹³²⁾と呼ばれており、その発生温度域が原子炉配管系の使用温度に一致することから大きな問題となっている¹³³⁻¹³⁴⁾。この現象は溶接過程で析出したCr炭化物が核となってその後、使用温度域でCr炭化物が成長することに起因する現象である。また、低温鋭敏化の特徴として温度が低下するほど炭化物と接するマトリクス界面のCr量が低下するため、より激しい腐食が生じることが指摘されている¹³⁵⁾。最近、低温鋭敏化は溶接金属中においても生じることが明らかにされた¹³⁶⁾。溶接金属では δ フェライトを含むためHAZに比べてCr炭化物の析出速度が速く、したがって鋭敏化挙動も異なったものとなる¹³⁷⁾。図31¹³⁸⁾は、308ステンレス鋼溶接金属の鋭敏化度挙動を粒界近傍のCr欠乏層の形成量に対応する ΔS を用いて計算で予測した結果である。鋭敏化度を示

すパラメータ ΔS が溶接金属ではHAZに比べて短時間で上昇すると共に長時間の保持で減少し、鋭敏化が回復する現象（ヒーリング現象）の発生も短時間側に移行することがわかる。この結果に示されるように、使用条件によっては、HAZよりも溶接金属においてより著しい粒界腐食を生じる可能性も考えられる。

一方、溶接部のウェルドディケイの改善策の1つにレーザを用いた表面溶体化処理（脱鋭敏化処理）¹³⁹⁾及び表面溶融処理¹⁴⁰⁾が有効であることが報告されている。図32¹³⁹⁾はCO₂レーザによって鋭敏化した304鋼HAZに対してレーザ脱鋭敏化処理を施した結果である。レーザ照射部では粒界腐食を生じておらず、耐食性が回復していることがわかる。

TiもしくはNbなどを添加した安定形 γ 系ステンレス鋼の溶接部において、ボンド部に沿った極く幅の狭いHAZが腐食される現象があり、ナイフラインアタックと呼ばれている。この現象はHAZが多層溶接時の後続パスの熱サイクルや使用中の熱履歴により鋭敏化温度域に加熱された場合に生じるステンレス鋼溶接部に特異な

図 31 鋭敏化処理過程 (923K) における鋭敏化パラメータ ΔS の計算結果

図 30 SUS304HAZ における鋭敏化範囲の計算値と実測値の比較

図 32 レーザ表面処理後の溶接部近傍における断面組織

粒界腐食の一つである。この現象の原因は溶接過程でボンド近傍のHAZがTiCもしくはNb (C, N)の固溶により、いわゆる脱安定化され、その後の鋭敏化温度域の熱履歴をうけることにより、Cr炭化物が粒界に析出し鋭敏化されるためである¹⁴¹⁾。また、SUS321ではHAZに δ フェライトが析出し、この相中にCr炭化物が多量に析出することにより耐食性が低下し、粒界腐食を加速するため、 δ フェライトの析出しないSUS347に比べて高い感受性を示す^{142),143)}。ナイフラインアタックの対策としては溶接後1153K付近で2hr保持を行う安定化熱処理が有効である。また、希土類元素の添加により、ナイフラインアタック現象が改善されることが報告されている^{144),145)}。

α 系ステンレス鋼の粒界腐食の機構は γ 系ステンレス鋼と同様にCr欠乏説で説明されるが鋭敏化温度域は γ 系ステンレス鋼とは著しく異なる。すなわち、18Cr鋼では約1198K以上の温度より急冷した場合に鋭敏化を生じる。これは、1198K以上の加熱によりCr炭化物が固溶し、冷却過程で結晶粒界に再析出するためである。そ

図33 フェライトステンレス鋼HAZにおける耐食性 (SUS430鋼)

図34 SUS430鋼溶接金属の延性ならびに耐食性に及ぼすC+Nの影響

の結果、 α 系ステンレス鋼を溶接した場合、図33に示すごとく、ボンド部に接したHAZおよび溶接金属において粒界腐食が生じる。18Cr鋼ではこの領域では α 粒界にマルテンサイトの析出も生じ、同相の選択腐食が粒界腐食を加速する要因となる。溶接部の耐粒界腐食性の改善には鋼中のCおよびN量の低減、TiもしくはNb添加によるCおよびNの安定化および後熱処理などが有効である。溶接部を粒界腐食に対して免疫とするためのC+Nの許容量は図34¹⁴⁶⁾に示すごとく、 γ 系ステンレス鋼に比べてはるかに低く、またその値はCr量の増加に伴いさらに低下する。

5.2 孔食

γ 系ステンレス鋼溶接金属の耐孔食性は図35¹⁴⁷⁾に示すごとく母材に比べて劣化する傾向がみられる。溶接金属における孔食の発生挙動は、鋼種によって2つのタイプに大別される。すなわち、一つは孔食が主に δ/γ 粒界に発生するタイプで、他の一つは凝固セルの中心部に選択的に発生するタイプである。前者はSUS304もしくはSUS308など凝固モードがFAとなる鋼種においてみられ、溶接過程で δ/γ 粒界へ析出するCr炭化物周囲のCr欠乏層形成や粒界への不純物元素の偏析が孔食の発生の主要原因となる。後者は凝固モードがAもしくはAFモードとなる高Mo γ 系ステンレス鋼において顕著にみられる。これらの鋼種では γ 初晶で凝固するため、セル中央部で分配係数が1以下となるMoもしくはCrなどが貧化するためセル中央部での耐孔食性が局部的に低下することが原因と考えられている^{148),149)}。

溶接金属の耐孔食性の改善方法は鋼種によって異なり、粒界腐食タイプの孔食に関しては低C化や不純物の低減、セルコア部の選択腐食タイプは凝固偏析の均一化を図るため1373Kでの溶体化処理がそれぞれ有効であ

図35 オーステナイト系ステンレス鋼の溶接金属と母材の耐孔食性の比較

る。また、レーザを用いてビード表面を再溶融した後急冷凝固させるレーザ表面溶融凝固処理は、Cr 炭化物の溶解、不純物元素の粒界偏析もしくは凝固偏析を解消することにより両者のタイプの耐孔食性を改善に有効である^{150),151)}。図 36¹⁵⁰⁾に示すごとく Mo 含有のオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の耐孔食性はレーザ表面溶融処理により大幅に改善されていることがわかる。

2 相ステンレス鋼の溶接部は前述のごとく、溶接過程で α 単相化した後 γ 相が再析出するため γ 量が大幅に減少する。その結果、図 37 に示すごとく HAZ で耐孔食性が大幅に劣化している¹⁵¹⁾。HAZ での耐孔食性の劣化は α 量が増加するに伴い、固溶しきれなくなった C もしくは N が Cr との化合物として γ/δ 粒界に析出し、Cr 欠乏層を形成することが主原因であり、加えて、 α 相の増加により同相中の Cr もしくは Mo 量が低下し、 α の耐孔食性が劣化するのも二次的な要因となる^{153),154)}。溶接部の耐孔食性改善には γ 相を増加させる N の多量添加が有効であるが、過剰の添加で溶接金属からやや離れた HAZ で粒界への Cr 窒化物の析出が生じ、耐食性が劣化する¹⁵⁵⁾。さらに、フェライト量が過度に減少すると σ

相が析出し易くなり、これに起因した耐食性及び靱性の劣化が問題となる。したがって、相比を適切な値に保つと同時に各相内の成分バランスを考慮した組成設計を行うことが必要である。

6. おわりに

ステンレス鋼の溶接に関する諸問題に対して主に材料学的観点から研究された最近の研究についてレビューを行った。これらの問題については既に十分研究され、それぞれに対する対策も確立しているものもあるが、未だに未解明な点も多い。最近、製品や構造物の高性能化や高付加価値化を目指して、これまで用いられていなかった製品へのステンレス鋼の需要の拡大や新鋼種の開発により、新たな問題が生じる可能性もある。また、レーザ溶接や界面接合など新しい溶接方法に対しては必ずしも十分な情報が整備されていない。これらの諸点に対する対応が今後の課題となる考えられる。本稿で述べたステンレス鋼の溶接上の問題点に対する最近の研究成果の整理が今後のステンレス鋼の溶接に対する問題点の解決に役立てれば幸いである。最後に、資料を引用させていただいた原著者に深い謝意を表する次第である。

参考文献

- 1) N. Suutala, Metall. Trans. A 13A (1982), 2121-2130
- 2) M. J. Cieslak et al., Weld. J., 61-1 (1982), 1s-8s
- 3) J. C. Lippold and W. F. Savage, Weld. J., 59-2 (1980), 48s-58s
- 4) S. Katayama, T. Fujimoto and A. Matsunawa, Trans. JWRI, 14-1 (1985) 124-137
- 5) 松田, 中川, 李, 溶接学会論文集, 7-2 (1989), 63-68
- 6) 松田, 中川, 李, 溶接学会論文集, 7-2 (1989), 68-73
- 7) N. Suutala, T. Taklo and T. Moisio, Metall. Trans. A., 11A (1980), 717-725
- 8) 中尾, 西本, 張, 溶接学会論文集, 7-3 (1988), 414-421
- 9) 中尾, 西本, 張, 溶接学会論文集, 9-1 (1991), 104-111
- 10) Y. Nakao and K. Nishimoto and Wen-Ping Zhang, Trans. JWS., 19-2 (1988), 100-106
- 11) J. A. Brooks, M. I. Baskes and F. A. Greulich, Metall. Trans. A., 22A (1991), 915-926
- 12) S. Kou and Y. Lee, J. C. Lippold, Weld. J., 73-6 (1994), 129s-139s
- 13) N. Suutala, Metall. Trans. A., 14A (1983), 191-197
- 14) J. W. Elmer, S. M. Allen and T. W. Wagar, Microstructural Development during Solidification of Stainless Steel Alloys, Metall. Trans A, 20A-10 (1989), 2117-2131
- 15) J. C. Lippold, Weld. J., 73-6 (1994), 129s-139s
- 16) 中尾, 西本, 張, 溶接学会論文集, 8-3 (1990), 365-370
- 17) 中尾, 西本, 張, 溶接学会論文集, 8-3 (1990), 371-377
- 18) 中尾, 西本, 杜, 第 29 回レーザ熱加工研究会予稿集 (1992), 163-178
- 19) S. A. David, Weld. J., 60-4 (1981), 63s-71s
- 20) 井上, 日本溶接協会特殊材料溶接研究委員会資料, (1993)
- 21) T. B. Massalski et al., Metall. Trans. A., 1A (1970), 2315
- 22) H. I. Aaronson et al., Acta. Metall., 28 (1980), 1041
- 23) G. L. Leone and H. W. Kerr, Weld. J., 61-1 (1982), 13s-21s
- 24) N. Suutala, T. Taklo and T. Moisio, Weld. J., 60-5 (1982), 92s-93s
- 25) A. L. Schaeffler, Data Sheet 680-B, Metal Progress, 56 (1949), 680
- 26) W. Delong, G. Ostrom and E. Szumachowski, Weld. J., 35-11 (1956), 526s-533s

図 36 孔食密度に及ぼすレーザ表面処理の影響 (塩化第二鉄腐食試験)

図 37 二相ステンレス鋼再現 HAZ におけるフェライト量と耐孔食性の関係

- 27) D. L. Olson, Weld. J., 64-10 (1985), 280s-295s
- 28) R. H. Espy, Weld. J., 61-5 (1982), 149s-156s
- 29) T. A. Sievert, C. N. McCowan and D. L. Olson, Weld. J., 67-12 (1988), 288s-298s
- 30) D. J. Kotecki and T. A. Siewert, Weld. J., 71-5 (1992), 171s-178s
- 31) E. W. Pickering, E. S. Robitz and D. M. Vandergriff, WRC Bulletin 318 (1986)
- 32) S. A. David, J. M. Vitek and T. L. Hebble, Weld. J., 66-10 (1987), 289s-300s
- 33) 中尾, 西本, 張, 溶接学会論文集, 9-1 (1991) 111-116
- 34) 中尾, 西本, 井上, 溶接学会誌, 50-5 (1981) 513-520
- 35) 中尾, 西本, 井上, 溶接学会誌, 50-11 (1981) 1107-1111
- 36) 西野, 賀川, 鉄と鋼, 58 (1972), 107
- 37) G. Grutzner, Stahl und Eisen, 93 (1973), 9
- 38) 粉川, 桑名, 溶接学会論文集, 9-2 (1991) 258-263
- 39) 粉川, 桑名, 溶接学会論文集, 9-2 (1991) 264-269
- 40) 井川, 中尾, 西本, 井上, 溶接学会誌, 47-3 (1978), 147-153
- 41) E. Scheil, Arch. Eisenhüttenwesen., 12 (1935), p. 565
- 42) M. Avrami, J. Chem. Phys. 8 (1940), 212
- 43) C. D. Lundin, C. P. D. Chou and C. J. Sullivan, Weld. J., 59-8 (1980), 226s-232s
- 44) J. C. Lippold and W. F. Savage, Weld. J., 61-12 (1982), 388s-396s
- 45) T. Ogawa and E. Tsunetomi, Weld. J., 61-3 (1982), 82s-93s
- 46) G. Rabenshteyner J. Tosch and Schabereiter, Weld. J., 62-1 (1983), 21s-28s
- 47) V. P. Kujanpaa, S. A. David and C. L. White, Weld. J., 65-8 (1986), 203s-212s
- 48) G. M. Goodwin, Weld. J., 67-41 (1988), 88s-94s
- 49) V. P. Kujanpaa, Weld. J., 63-12 (1984), 369s-375s
- 50) F. Matsda, H. Nakagawa and S. Katayama, Trans. JWRI, 7-1 (1978), 59-70
- 51) F. Matsda, H. Nakagawa and S. Katayama, Trans. JWRI, 7-2 (1978), 169-172
- 52) F. Matsda, H. Nakagawa and S. Katayama, Trans. JWRI, 8-1 (1979), 105-1121
- 53) 中尾, 勝, 溶接学会論文集, 4-2 (1986) 393-398
- 54) C. D. Lundin, C. H. Lee and C. Y. P. Qiao, Weld. J., 72-7 (1993), 321s-328s
- 55) A. M. Ritter and W. F. Savage, Metall. Trans. A., 17A (1986), 727-736
- 56) 小川, 財前, 常富, 溶接学会誌, 50-7 (1981) 681-688
- 57) 松田, 溶接冶金学, 日刊工業新聞社 (1972)
- 58) A. Hoerl and T. J. Moore, Weld. J., 36-10 (1957), 442s-448s
- 59) V. P. Kujanpaa, et al. Weld. Research Int., 9-2 (1979), 55
- 60) 松田, 中川, 加藤, 村田, 溶接学会論文集, 5-3 (1987), 329-335
- 61) J. A. Brooks et al., Weld. J., 63 (1984), 71s
- 62) D. E. Nelson, W. A. Baeslack and J. C. Lippold, Weld. J., 66-8 (1987), 241s-250s
- 63) C. D. Lundin, C. Y. P. Qiao, T. P. S. Gill and G. M. Goodwin, Weld. J., 72-5 (1993), 179s-200s
- 64) 森重, 岡林, 溶接学会誌, 51-12 (1982), 1009-1014
- 65) T. G. Gooch and J. Honeycombe, Weld. J., 59-8 (1980), 233s-241s
- 66) R. D. Thomas Jr., Weld. J., 63-12 (1984), 355s-368s
- 67) C. D. Lundin, C. H. Lee R. Menon and V. Osorio, Weld. J., 67-2 (1988), 35s-46s
- 68) C. D. Lundin, and C. P. D. Chou, Weld. J., 64-4 (1985), 113s-118s
- 69) B. Radhakrishnan and R. G. Thompson, Metall. Trans. A, 23A (1992), 1783
- 70) 西本, 松永, 岡崎, 溶接学会講演概要, 58 (1996), 100-101
- 71) 石井, 桑, 貝原, 片山, 瀧口, 溶接学会講演概要, 54 (1994), 68-69
- 72) 松下, 丸山, 西山, 山下, 尾崎, 溶接学会講演概要, 55 (1994) 144-145
- 73) 藤田, 結城, 川嶋, 溶接学会講演概要, 55 (1994) 140-141
- 74) 岡崎, 相原, 山本, 山本, 小島, 溶接学会講演概要, 59 (1996) 328-329
- 75) 宮沢, 川口, 中西, 川嶋, 溶接学会講演概要, 58 (1996), 178-179
- 76) 大西, 富士, 千葉他, 溶接学会論文集, 1-3 (1983), 377-384
- 77) 富士, 工藤, 溶接学会論文集, 4-4 (1986), 778-783
- 78) 橋本, 乙黒, 斉藤, 小池, 宮本, 鉄と鋼, 72-16 (1986) 2271-2278
- 79) O. A. Alexandrov, O. I. Steklov and A. V. Alexeev, Weld. J., 72-11 (1993), 506s-516s
- 80) 富士, 工藤, 高橋, 溶接学会論文集, 4-2 (1986), 399-405
- 81) 酒井, 浅見他, 日本溶接協会化学機械溶接研究委員会資料, 118 (1981)
- 82) 菊田, 荒木, 米田他, 溶接学会論文集, 2-3 (1984), 470-475
- 83) 大西, 溶接学会誌, 54-3 (1985), 154-163
- 84) 木下, 溶接学会誌, 54-6 (1985), 330-335
- 85) 荒木, 溶接学会誌, 54-7 (1985), 396-402
- 86) 安田, 中野, 溶接学会誌, 54-8 (1985), 438-446
- 87) D. T. Read, H. I. McHenry, P. A. Steinmyer and R. D. Thomas, Weld. J. 59-4 (1980) 4, 104s-113s
- 88) 神谷, 熊谷, 菊池, 溶接学会論文集, 9-4 (1991), 525-531
- 89) 神谷, 熊谷, 菊池, 溶接学会論文集, 12-2 (1994), 218-223
- 90) 小川, 小関, 溶接学会誌, 57-2 (1988), 92-99
- 91) 小溝, 小川, 東, 溶接学会論文集, 8-2 (1990), 242-249
- 92) J. C. Lippold and I. Varol and W. A. Baeslack, Weld. J., 73-4 (1994), 75s-79s
- 93) T. Ogawa et al., IIW Doc IX-1416-86 (1986)
- 94) T. Ogawa, T. Koseki, S. Ohkita and H. Nakajima, Weld. J., 69-6 (1990), 205s-212s
- 95) T. Ogawa and T. Koseki, Weld. J., 67-1 (1988), 8s-17s
- 96) 圓城, 菊池, 諸井, 溶接学会論文集, 4-4 (1986), 759-765
- 97) 広他, 溶接冶金研究委員会資料, WM-907-82 (1982)
- 98) 神谷, 藤田, 圓城, 菊池, 溶接学会論文集, 3-3 (1985), 575-581
- 99) T. Kitada et al., Proc. of Conference on Duplex Stainless Steels, Hague, 1986
- 100) 井川, 中尾, 西本, 寺島, 溶接学会誌, 48-12 (1979), 1054-1059
- 101) H. Ikawa, Y. Nakao and K. Nishimoto, Trans. JWS., 11-2 (1980), 113-117
- 102) 菊田, 落合, 溶接学会誌, 49-4 (1980), 248-254
- 103) 中尾, 西本, 溶接学会論文集, 2-2 (1984), 325-331
- 104) 吉村, 広瀬, 溶接学会誌, 50-3 (1981), 257-264
- 105) 中尾, 西本, 辰巳, 野井他, 溶接学会論文集, 4-3 (1986), 527-533
- 106) 中尾, 西本, 山崎, 野井他, 溶接学会論文集, 5-3 (1987), 422-429
- 107) Y. Nakao and K. Nishimoto and S. Noi, Trans. JWS, 18-1 (1987), 3-11
- 108) 中尾, 西本, 山崎, 野井他, 溶接学会論文集, 6-4 (1988), 557-564
- 109) J. M. Vitek and S. A. David, Weld. J., 65-4 (1986), 106s-111s
- 110) T. P. S. Gill M. Vijayalakshmi, J. B. Gnanamoorthy and K. A. Padmanabhan, Weld. J., 65-5 (1986), 122s-128s
- 111) J. M. Leitnaker, Weld. J., 61-1 (1982), 9s-12s
- 112) J. Wegrzyn and A. Klimpel, Weld. J., 60-8 (1981), 146s-154s
- 113) M. J. Cieslak, A. M. Ritter and W. F. Savage, Weld. J., 63-4 (1984), 132s-140s
- 114) 恩沢, 高崎, 田村, 溶接学会論文集, 6-1 (1988), 128-132
- 115) 恩沢, 高崎, 原田, 田村, 溶接学会論文集, 5-2 (1987), 262-267
- 116) J. M. Vitek et al., Weld. J., 63 (1984), 246s
- 117) F. C. Hull, Weld. J., 52 (1973), 104s
- 118) A. S. Grot et al., Metall. Trans. 6A (1975), 2023
- 119) 中尾, 西本他, 溶接学会論文集, 2-1 (1984), 61-68
- 120) 小川, 岡本, 五十嵐他, 溶接学会論文集, 14-2 (1996), 368-375
- 121) 小川, 岡本, 植田, 五十嵐他, 溶接学会論文集, 13-4 (1995), 590-596
- 122) S. A. David, J. M. Vitek, J. R. Keiser and W. C. Oliver, Weld. J., 66-8 (1987), 234s-240s
- 123) 桑, 堀井, 谷口, 三村, 溶接学会講演概要, 57 (1995) 324-325

- 124) 村上, 池内, 西岡, 河原, 溶接学会誌, 49-3 (1980), 213-219
 125) Y. E. Vintaykin, V. N. Dmitriyev and V. Y. Kolontsov, Fiz.Metall. Metalloved, 29-6 (1970), 1257-1267
 126) 宮崎, 中垣, 矢島, 日本金属学会誌, 38-1 (1974), 70-77
 127) 今井, 泉山, 増本, 日本金属学会誌, 30-3 (1966), 284-290
 128) 西本, 才田, 山村, 鯖戸, 溶接学会講演概要, 59 (1996) 322-323
 129) J. E. Hillerd, ASM Metals Park, Ohio (1970), 497
 130) 中尾, 西本他, 化学機械研究委員会資料, CP-81-24 (1981)
 131) 井川, 中尾, 西本, 井上, 溶接学会誌, 47-5 (1978), 252-259
 132) M. J. Poovich, Corrosion NACE, 34-2 (1987), 60-65
 133) 明石, 服部, 防食技術, 30 (1981), 559-564
 134) 明石, 防食技術, 34 (1985), 528-529
 135) M. J. Poovich and P. Rao, Corrosion NACE, 34-8 (1987), 269-275
 136) 森, 西本, 中尾, 溶接学会論文集, 14-2 (1996), 352-358
 137) 中尾, 西本, 石崎, 溶接学会論文集, 9-3 (1991), 304-333
 138) 中尾, 西本, 森, 溶接学会講演概要, 56 (1995) 228-229
 139) 中尾, 西本, 溶接学会論文集, 5-4 (1987), 445-451
 140) K. Nishimoto, H. Mori and Y. Nakao, ISIJ International, 35-10 (1995), 1265-1271
 141) 井川, 新, 中尾, 西本, 溶接学会誌, 44-8 (1975), 679-686
 142) 井川, 新, 中尾, 西本, 溶接学会誌, 44-9 (1975), 755-762
 143) 井川, 新, 中尾, 西本, 溶接学会誌, 44-10 (1975), 826-833
 144) H. Ikawa, Y. Nakao and K. Nishimoto, Trans. JWS, 89-1, (1977), 9-18
 145) 井川博, 中尾嘉邦, 西本他, 溶接学会誌, 46-9, (1977), 628-635
 146) J. J. Demo, Metall. Trans., 5 (1974), 1054
 147) 中尾, 西本, 井上, 溶接学会講演概要, 37 (1985) 176-177
 148) A. Garner. Corrosion, 37 (1981), 178
 149) 小川, 小関, 溶接学会論文集, 9-1 (1991), 154-160
 150) 中尾, 西本, 張, 田村, 溶接学会論文集, 9-1 (1991), 122-128
 151) Y. Nakao, K. Nishimoto and Wen-Ping Zhang, Trans., JWS, 24-1 (1993), 57-62
 152) 中尾, 西本, 堀井, 溶接学会論文集, 4-2 (1986), 410-417
 153) 長野, 小若, 鉄と鋼, 66-8 (1980), 1150-1159
 154) T. Ogawa and T. Koseki, Weld. J., 68-5 (1989), 181s-190s
 155) 三浦, 高祖, 工藤, 柘植, 溶接学会論文集, 7-1 (1989), 94-100

著者略歴

氏名 西本 和俊

昭和23年2月6日生 大阪府出身

昭和45年3月 大阪大学工学部溶接工学科卒業

昭和47年3月 同上 大学院工学研究科溶接工学専攻修士課程修了

昭和51年12月 同上 博士課程修了

工学博士学位授与 (大阪大学)

“安定形オーステナイトステンレス鋼におけるナイドライアタック現象に関する基礎的研究”

昭和52年1月 大阪大学助手 (工学部溶接工学科)

昭和56年9月 米国オハイオ州立大学 (FCC) 客員研究員 (1カ年)

昭和58年4月 大阪大学助教授 (工学部溶接工学科)

平成4年8月 フィンランド工学研究センター (VTT) 客員研究員 (3カ月)

平成8年2月 大阪大学教授 (工学部生産加工工学科)

現在に至る

[専門分野]

溶接・接合材料学

[現在の研究分野]

- 耐熱・耐食合金の溶接・接合
- 先端材料の接合
- レーザ表面改質
- セラミックスの接合及びコーティング