

2-8 ステンレス鋼の溶接性*



才田 一幸**

Weldability of Stainless Steels*

by SAIDA Kazuyoshi**

キーワード ステンレス鋼, 凝固モード, δ フェライト, 組織図, 溶接割れ, 脆化, 耐食性

1. はじめに

ステンレス鋼は、優れた耐食性および耐熱性を有し、化学工業をはじめとする各種産業用機械、一般家庭用品、建築用、自動車部品などのほか、原子力発電プラント、海洋開発用機器など、その用途は極めて広範にわたり、鋼の種類も多い。これらのステンレス鋼の適用分野では、母材の優れた特性を損なわない高度な溶接施工のみならず、高性能かつ高信頼な溶接継手特性が求められる。そこで、本稿では、ステンレス鋼溶接部の組織的特徴について解説するとともに、溶接継手特性を支配する溶接割れ、脆化および耐食性劣化など現象について、それらの発生挙動と機構を概説する。

2. ステンレス鋼の種類と性質

ステンレス鋼は、12mass%以上のCrを含有する高合金鋼であり、主たる合金元素が、CrのみのCr系ステンレス鋼とCrおよびNiを含有するCr-Ni系ステンレス鋼に大別される。なお、Cr含有量が12mass%以上であるのは、鋼表面に不働態皮膜(Cr_2O_3)を形成できる限界のCr含有量が約12mass%であることに起因する。一般に、ステンレス鋼は金属組織によって分類される。表1はステンレス鋼の種類と代表的な鋼種をまとめたものである。フェライト系およびマルテンサイト系ステンレス鋼がCr系ステンレス鋼であり、他のステンレス鋼はNiを含有するCr-Ni系ステンレス鋼である。オーステナイト系ステンレス鋼は耐食性のみならず、高温強度、靱性にも優れるため、ステンレス鋼の中で最も広く用いられている。Cr、Ni量が多くなるとオーステナイト相の安定

性が高くなり、耐食性も向上する傾向がある。フェライト系ステンレス鋼は、耐応力腐食割れ特性に優れるが、靱性の点で問題を有するため、C、O、N含有量を極低レベルに低減させることが前提となる。マルテンサイト系ステンレス鋼は、耐食性には劣るが、高強度かつ安価であり、経済的な材料選択となりうる。二相系ステンレス鋼はフェライト相とオーステナイト相をほぼ同程度含むステンレス鋼であり、フェライト系およびオーステナイト系ステンレス鋼の特徴を併せ持つ。微細な二相混合組織からなるため、高耐食性、高強度、高靱性を有する高性能ステンレス鋼である。一方、析出硬化型ステンレス鋼では、Cu、AlやNbを添加し、耐食性を維持しつつ析出硬化により高強度を確保している。

3. 溶接部の組織学的特徴

3.1 凝固モード

Fe-Cr-Ni合金であるステンレス鋼は、凝固過程において複雑な相変化を生じる。凝固過程における相変化の形

表1 ステンレス鋼の種類と代表的な鋼種

分類	代表鋼種	基本組成
オーステナイト系	SUS304/304L	18Cr-8Ni/-低C
	SUS316/316L	18Cr-12Ni-2.5Mo/-低C
	SUS310S	25Cr-20Ni
	SUS321	18Cr-9Ni-Ti (安定化鋼)
	SUS347	18Cr-9Ni-Nb (安定化鋼)
フェライト系	SUS430	18Cr
	SUS405	13Cr-Al
	SUS444	19Cr-2Mo-Ti,Nb,Zr-極低C,N
	SUS447J1	30Cr-2Mo-極低C,N
	マルテンサイト系	SUS410
SUS403		13Cr-低Si
二相系	SUS329J1	25Cr-4.5Ni-2Mo
	SUS329J3L	22Cr-6Ni-3Mo-N-低C
	SUS329J4L	25Cr-7Ni-3Mo-N-低C
析出硬化型	SUS630	17Cr-4Ni-4Cu-Nb (17-4PH)
	SUS631	17Cr-7Ni-1Al (17-7PH)

*原稿受付 平成22年6月14日

**正員 大阪大学大学院工学研究科 Member, Graduate School of Eng., Osaka Univ.

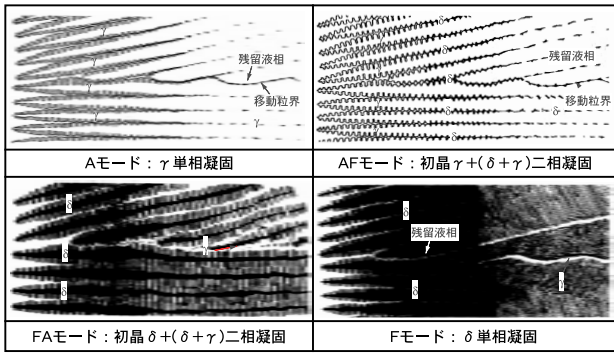


図1 ステンレス鋼の凝固モード

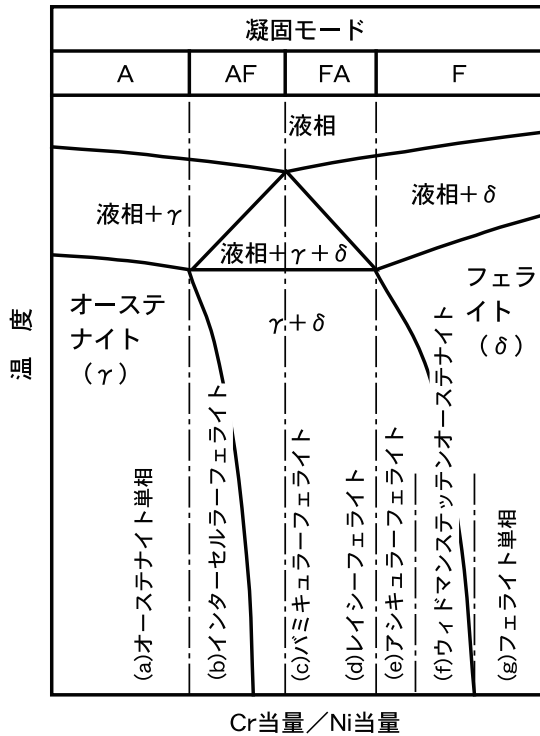


図2 Fe-Cr-Ni合金切断状態図上における各凝固モードの出現領域および室温組織

態を凝固モードと呼ぶ。一般に、ステンレス鋼溶接金属の凝固モードは、図1¹⁾に示すように4つのタイプに分類される。

- ① Aモード：オーステナイト単相凝固
オーステナイト単相で凝固が完了し、その後変態を起こさず、ほぼ凝固組織のまま室温に至る。
- ② AFモード：初晶オーステナイト+(フェライト+オーステナイト)二相凝固
オーステナイトが初晶で晶出するが、その後、デンドライト境界に分離共晶フェライトが晶出し、室温組織はデンドライト境界に島状フェライトを含んだ二相組織を呈する。
- ③ FAモード：初晶フェライト+(フェライト+オーステナイト)二相凝固
フェライトが初晶で晶出するが、その後、包共晶反応によりオーステナイトが晶出し、フェライト+オーステナイト二相で凝固を完了する。また、室温までの冷却過程で、フェライト→オーステナイト変態によりδフェライ

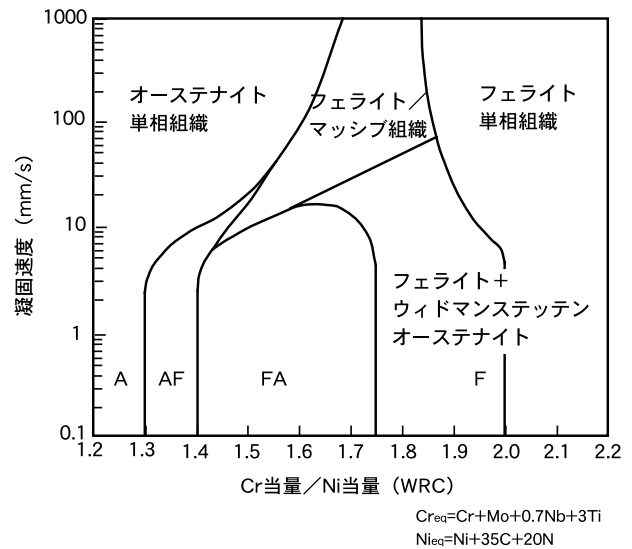


図3 電子ビーム溶接によるステンレス溶接金属の各凝固モードの出現組成範囲

ト相の体積率が減少するとともに、形態が大きく変化する。

- ④ Fモード：フェライト単相凝固
フェライト単相で凝固を完了する。この凝固モードには、組成により冷却過程でオーステナイトを析出して、室温組織がフェライト+オーステナイト二相組織となる場合と、フェライト単相組織のままの場合とがある。

各凝固モードの出現組成範囲をCr当量/Ni当量 (Cr_{eq}/Ni_{eq}) により整理した結果を模式的に図2に示す。例えば、下記の当量式を用いた場合、 $Cr_{eq}/Ni_{eq} \leq 1.48$ でAあるいはAFモード、 $1.48 \leq Cr_{eq}/Ni_{eq} \leq 1.95$ でFAモード、 $Cr_{eq}/Ni_{eq} \geq 1.95$ でFモードとなることが報告されている²⁾。

$$Cr_{eq} = [Cr] + 1.5[Si] + [Mo] + 0.5[Nb] + 2[Ti] \quad \dots\dots(1)$$

$$Ni_{eq} = [Ni] + 0.5[Mn] + 30[C] + 30([N]-0.06)$$

ここで、[X]は元素Xの含有量 (mass%)

一方、溶接速度が大きい高エネルギー密度熱源溶接金属では、上述のような凝固モードが凝固速度の影響を受けることが知られている。図3³⁾に電子ビーム溶接によるステンレス鋼溶接金属の凝固モードの出現組成範囲を示す。凝固速度が速くなるに伴い、AおよびAFモードの出現組成範囲は高 Cr_{eq}/Ni_{eq} 側へ移行し、Aモードの出現組成範囲が拡大する。同時に、Fモードの出現組成範囲が低 Cr_{eq}/Ni_{eq} 側へ移行するため、AFおよびFAモードの出現組成範囲が縮小することがわかる。なお、凝固速度が限界速度以上となる凝固では固液間の溶質元素の分配が行われず、液相の組成のまま凝固する無分配凝固 (マッシュ凝固⁴⁾) が生じることも知られている。

3.2 凝固偏析

合金の凝固過程での元素分配は分配係数に依存する。ステンレス鋼の場合、凝固相によって各元素の固液分配係数が異なるため、溶接金属内の凝固偏析状況は凝固モードにより大きく異なる。図4⁵⁾はステンレス鋼における各凝固モードに対応するCrおよびNiの凝固偏析挙動を模式的に示したものである。AおよびAFモードでは凝固初晶部でCrとNiの両方が減少するのに対して、Fお

よびFAモードでは凝固初晶部でCrが濃化し逆にNiが減少する。一方、最終凝固領域においては、AモードではCrとNiが濃化し、FモードではNiの濃化とCrの減少が生じる。AおよびAFモードでは、凝固後の変態がほとんど生じず、オーステナイト中の元素の拡散速度も小さいことから、凝固偏析が室温まで持ち来される可能性が高い。このため、AおよびAFモード凝固する溶接金属では、凝固偏析に起因した割れや耐食性劣化が問題となる場合がある。これに対して、FおよびFAモードでは、凝固後にフェライト→オーステナイト変態が生じることやフェライト中の各元素の拡散速度が大きいことから、室温では凝固偏析はかなり均一化される。

3.3 室温組織および組織図

ステンレス鋼溶接金属の室温組織を出現する組成範囲で分類した結果を図2にあわせて示す。溶接金属の室温組織は、 Cr_{eq}/Ni_{eq} 値により、(a) オーステナイト単相、(b) インターセルラーフェライト、(c) パミキュラーフェライト、(d) レイシーフェライト、(e) アシキュラーフェライト、(f) ウイドマンステッテンオーステナイト、(g) フェライト単相と分類される。

ステンレス鋼溶接金属の室温組織およびδフェライト量を予測する最も一般的な方法は組織図を用いる方法である。図5はシェフラー組織図⁹⁾およびディロング組織図⁷⁾を示したものである。シェフラー組織図ではδフェライト量は体積率(%)で示されているが、ディロング組織図ではFN(フェライトナンバー)と体積率(%)が併記されている。δフェライト量は、高温割れ防止の観点から重要な制御因子であるが、冷却速度によっても変化する。図6⁸⁾は冷却速度によるδフェライト量の変化をシェフラー組織図上に示した結果である。δフェライト量0%線は、冷却速度の増加に伴い低Ni当量側へ、100%線は逆に高Ni当量側へ移行し、二相混合領域が大幅に縮小する。このことは、電子ビーム溶接部やレーザー溶接部のように、冷却速度が大きい溶接金属では、δフェライト量がシェフラー組織図より大きく変化することを示している。δフェライト量0%線が低Ni当量側へ移行するのは、急冷により凝固モードがFA/AFモード→Aモードに変化するためであり、100%線が高Ni当量側へ移行するのは、急冷によりフェライト→オーステナイト固相変態が抑制されるためであると考えられる。

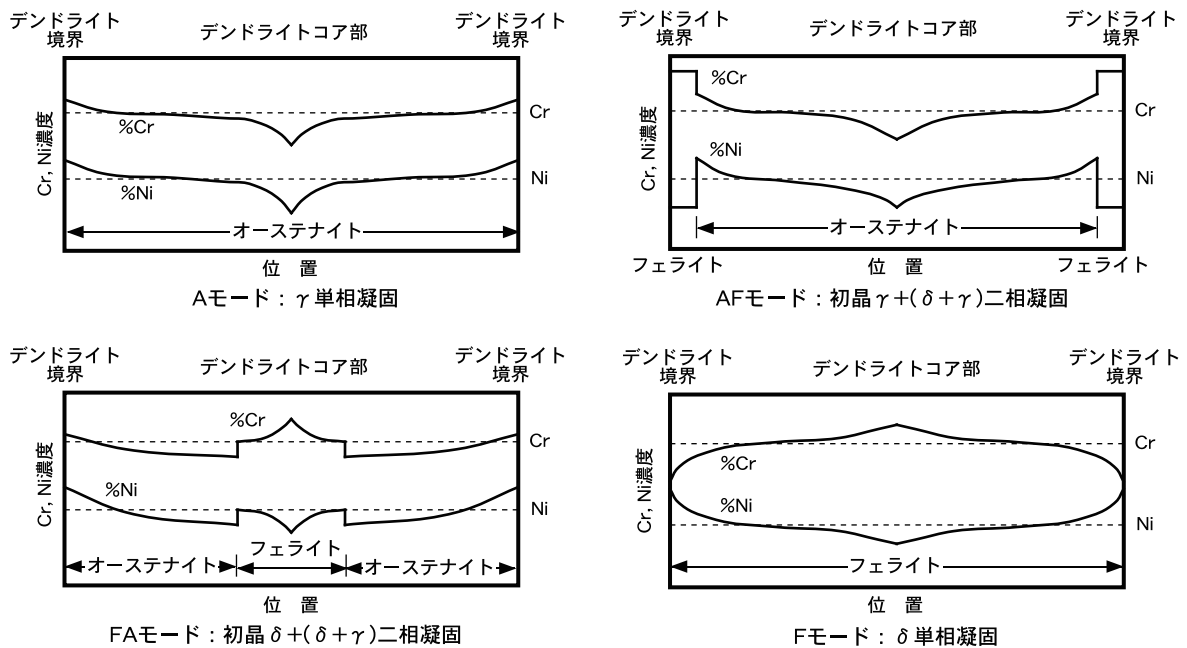


図4 各凝固モードにおける合金元素の偏析状況

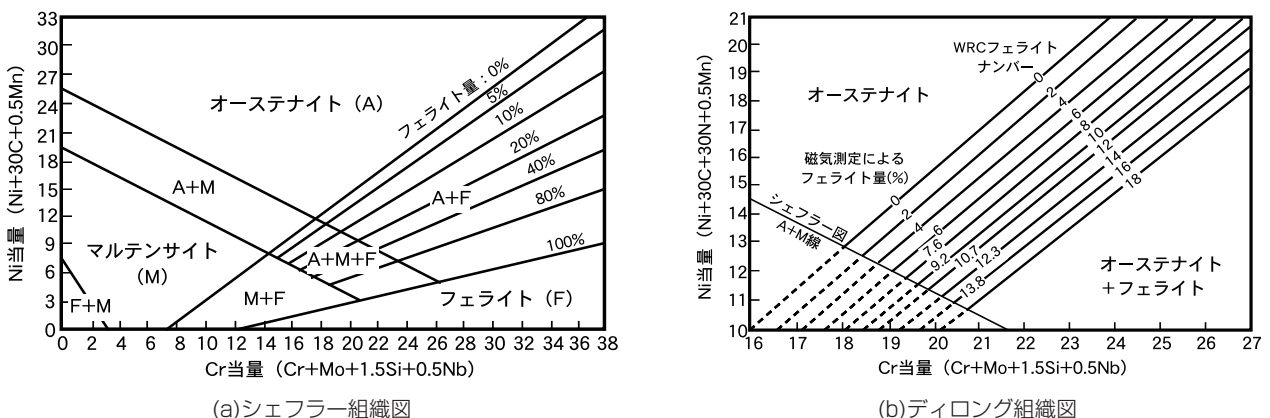


図5 ステンレス鋼の組織図

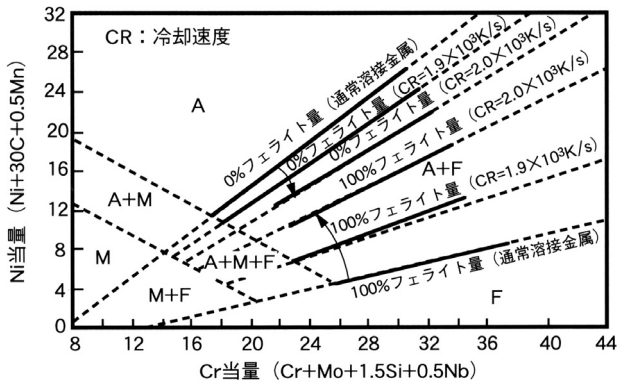


図6 ステンレス鋼溶接金属中の δ フェライト量に及ぼす冷却速度の影響

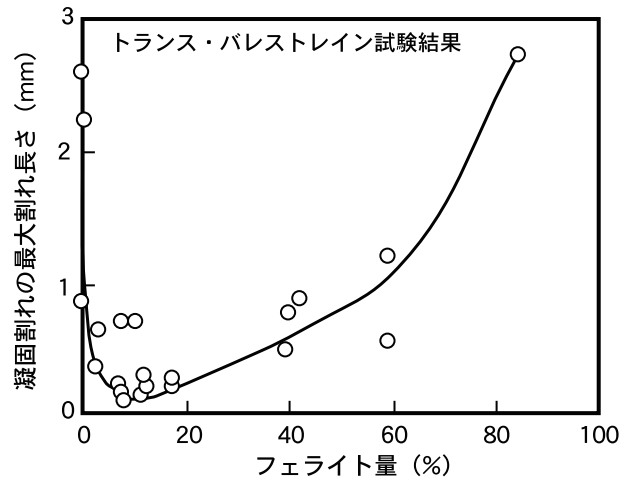


図8 ステンレス鋼溶接金属の凝固割れ感受性に及ぼすフェライト量の影響

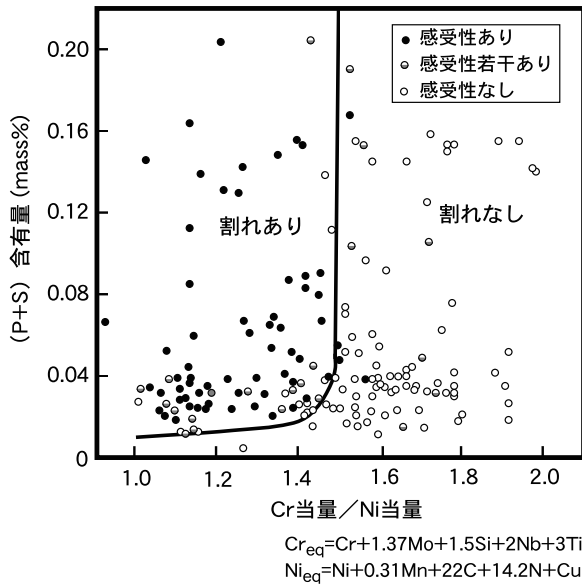


図7 ステンレス鋼溶接金属の凝固割れに及ぼす (P+S) 量およびCr当量/Ni当量の影響

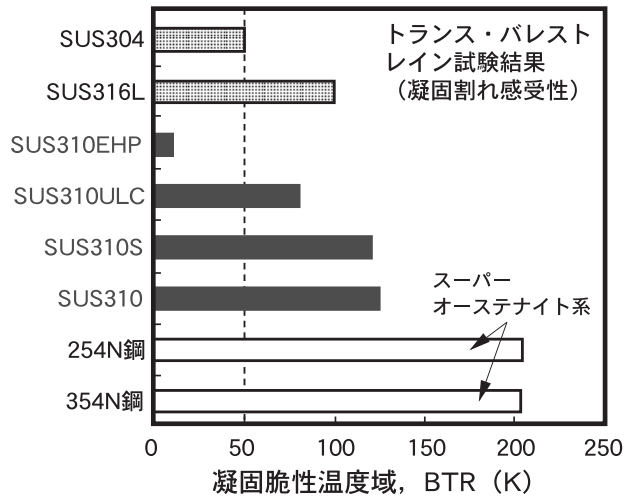


図9 超高純度ステンレス鋼溶接金属の凝固割れ感受性

4. 溶接割れ

ステンレス鋼の溶接において問題となる溶接欠陥は主として溶接割れである。溶接割れは、発生温度により高温割れと低温割れに分類されるが、高温割れが問題となるのは、主にオーステナイト系および二相系ステンレス鋼であり、低温割れが問題となるのは、主にフェライト系、マルテンサイト系および二相系ステンレス鋼である。

4.1 高温割れ

高温割れは、液膜が関与する凝固割れおよび液化割れと、固相状態の脆化に起因する延性低下割れに分類される。これらの割れは、溶接過程で付加される熱ひずみが材料の破断ひずみを上回った場合に発生する。凝固割れは溶接金属において発生し、その他の割れは溶接金属および熱影響部のいずれにも発生する。

4.1.1 凝固割れ

凝固割れは材料の凝固過程の終了期に近い、主として結晶粒界に膜状の液相が存在する段階において、凝固収縮や熱収縮により加わるひずみが、材料のもつ変形能

上になった場合に発生する。図7⁹⁾はオーステナイト系ステンレス鋼の凝固割れ感受性に及ぼす (P+S) 量および Cr_{eq}/Ni_{eq} の影響を示したものである。(P+S) 量の増加に伴い凝固割れ感受性は上昇する傾向が認められるが、 Cr_{eq}/Ni_{eq} 値が1.48以下になると凝固割れ感受性は極端に増加することがわかる。 $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1.48$ では、AFもしくはAモード凝固となり凝固粒界が平坦となるのみならず、凝固完了まで変態に伴う粒界移動も生じず、凝固最終段階で粒界全体が液膜で覆われるため、凝固割れ感受性が上昇するものと理解されている。

一方、 δ フェライトを含有するオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の凝固割れ感受性に及ぼす室温での δ フェライト量の影響を図8⁹⁾に示す。凝固割れの最大割れ長さは、 δ フェライト量が約10%で最小となり、それ以下でもそれ以上でも凝固割れ感受性が高いことがわかる。 δ フェライトによる凝固割れ感受性の改善原因としては、以下のようなことが考えられる。①室温で δ フェライトが10%残留するのは、FAモード凝固に相当し、凝固過程でフェライト→オーステナイト変態が生じ、最終凝固域で液膜が粒界に島状となること、②オーステナイトよりフェライトの方がSおよびPなどの有害元素の

固溶度が大きいと、最終凝固粒界への不純物元素の偏析量が低減すること、などの理由が考えられる。なお、 δ フェライト量が増加するに伴い凝固割れ感受性が再び増加するのは、固液共存温度幅が増加するためであると理解されている。

超高純度ステンレス鋼 (C, P, S, N, O, Mn, Si など微量・不純物元素の総量 ≤ 100 ppm) の凝固割れ感受性 (凝固脆性温度域: BTR) を図9¹⁰⁾に示す。超高純度ステンレス鋼 SUS310EHP の BTR は、凝固割れ感受性が低いことが知られている SUS304 と比較してもかなり小さいことがわかる。したがって、超高純度ステンレス鋼は、完全オーステナイト系でも凝固割れ感受性が非常に低く、従来の溶接施工技術を一変させる革新性を有するものといえる。超高純度ステンレス鋼を用いて、BTR 拡大に及ぼす C, P, S および Mn の寄与率を評価した結果を図10¹⁰⁾に示す。凝固割れに及ぼすこれらの元素の本質的な寄与率は、P:S:C:Mn $\approx 1:1.3:0.5:0$ であることが推定される。なお、一般の普通純度鋼では、凝固割れに対する P の寄与が S より大きいとされるのは、これらの鋼には Mn が添加されているためである。すなわち、Mn が S を MnS として固定し、S の凝固偏析を抑制するため、S の凝固割れに対する影響が見かけ上軽減されたものと考えられる。

一方、レーザー溶接や電子ビーム溶接では、凝固速度が速いため、凝固モードが AF あるいは A モードとなる

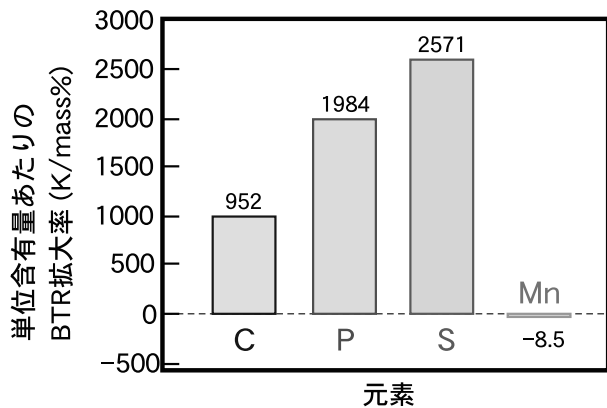


図10 超高純度ステンレス鋼溶接金属の凝固割れ感受性に及ぼす微量・不純物元素の寄与率

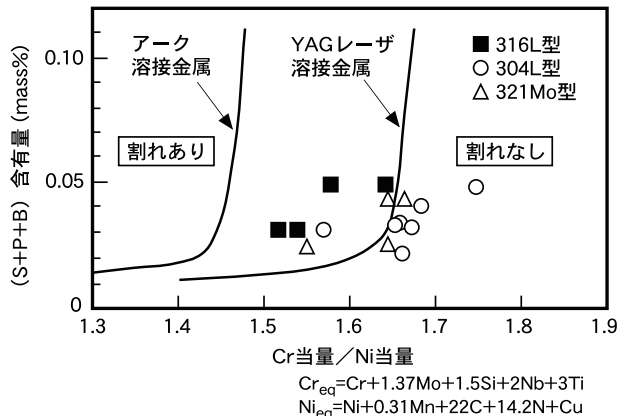


図11 YAGレーザー溶接金属の凝固割れに及ぼす (P+S+B) 量およびCr当量/Ni当量の影響

Cr_{eq}/Ni_{eq} 値が上昇する。図11⁹⁾は YAG レーザ溶接部における凝固割れ感受性に及ぼす (P+S+B) 量および Cr_{eq}/Ni_{eq} の影響を示したものである。YAG レーザ溶接金属では、FA→AF/A モードとなる Cr_{eq}/Ni_{eq} 値が約 1.67 となり、これに伴い Cr_{eq}/Ni_{eq} 値が約 1.67 以下で凝固割れ感受性も上昇し、凝固割れ発生組成範囲が拡大することがわかる。

4.1.2 延性低下割れ

延性低下割れ (脆化割れ) は溶接熱サイクル過程のある温度域で、固相状態で付加応力が作用し、粒界が開口する割れである。延性低下割れは溶接金属および熱影響部の両方に生じ、特に、Cr および Ni 含有量が多いステンレス鋼で延性低下割れが発生ししやすい傾向がある。オーステナイト系ステンレス鋼の延性低下割れ感受性 (延性低下温度域: DTR) を調査した結果 (strain-to-fracture 試験による) を図12¹⁰⁾に示す。SUS304 では延性低下割れ感受性は低い、SUS310 では延性低下割れ感受性が上昇することがわかる。また、スーパーオーステナイト系ステンレス鋼 AL-6XN (20Cr-25Ni-6Mo-N 鋼) は、延性低下割れ発生の最低ひずみ値は低いものの、延性低下温度域はあまり広くないことがわかる。なお、ステンレス鋼の延性低下割れ発生に対しても、微量・不純物元素 (P および S) の影響は大きく、超高純度ステンレス鋼 SUS310EHP の延性低下割れ感受性は十分に低減されることが報告されている¹⁰⁾。

一方、多層盛溶接金属に生じる延性低下割れの例としては、オーステナイト系ステンレス鋼多層盛溶接金属中のマイクロフィッシャーがある。SUS316 および SUS308 鋼では、多層盛溶接金属中の前層ビードの熱影響部のうち 1339~1589 K (完全固相状態の温度域) に加熱された領域でマイクロフィッシャーが生じる。この合金のボンド近傍の熱影響部では図13¹⁰⁾に示すごとく、先行ビードの熱サイクルにより δ フェライトがオーステナイトに変態しフェライト量が減少する、いわゆる、ハザード HAZ と呼ばれる領域が存在する。この領域では、フェライトからオーステナイトへの変態に伴って、オーステナイト中に排出された P, S, Si などの不純物元素がオーステナイト粒界に偏析することによって、粒界が脆化することがマイクロフィッシャーの発生原因となっていると考えられている。

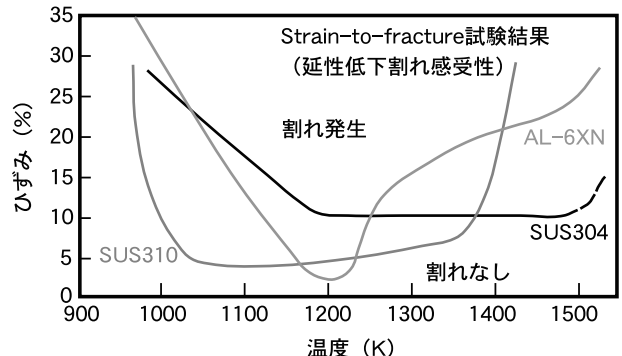


図12 オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の延性低下割れ感受性

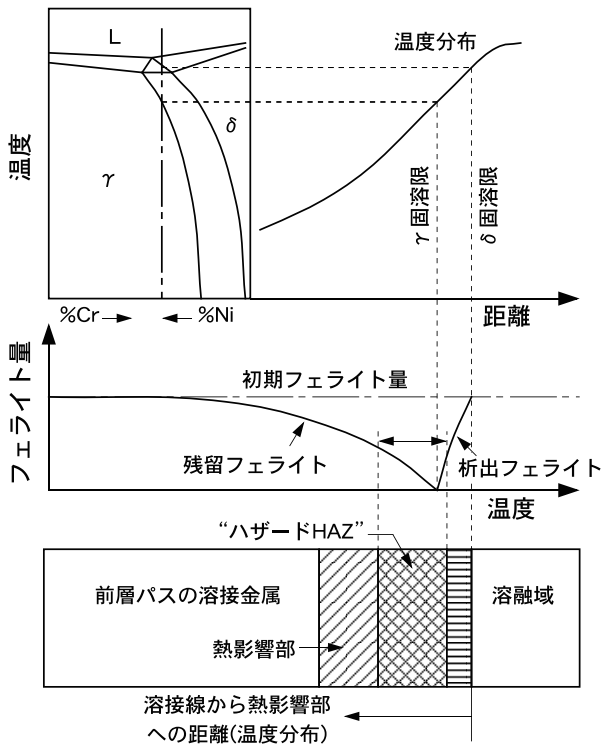


図13 ステンレス鋼多層盛溶接金属におけるハザードHAZ

4.2 低温割れ

ステンレス鋼で発生する低温割れは、水素脆化が主たる要因の割れとHが関与しない脆化割れに大別される。また、溶接冷却過程で発生する割れと、溶接後ある時間経過後に発生する遅れ割れがあり、遅れ割れはHが関与する割れである。Hが関与しない脆化割れは、溶接部の脆化が著しい場合に溶接冷却過程の変態や熱収縮に伴う応力により発生する。このため、この脆化割れの発生の主たる要因である溶接部の脆化現象については次章において述べ、本節では、水素脆化割れに限定して概説する。

ステンレス鋼中のHの拡散速度は、炭素鋼や低合金鋼と比較して約1/10~1/25であるため、割れ発生に至るまでの潜伏期間が長いのが特徴である。水素脆化割れの機構は、基本的に炭素鋼や低合金鋼の場合と同様であり、割れ発生の支配因子は拘束度、材料組織(硬さ)およびH量である。図14¹³⁾にマルテンサイト系ステンレス鋼(410鋼)溶接金属の低温割れ感受性(γ型溶接試験におけるルート割れ)に及ぼす(C+N)量の影響を示す。

(C+N)量が増加するとマルテンサイト量が増加するため、低温割れ感受性が上昇することがわかる。なお、溶接金属にNbおよびTiを添加すると、CをNbCやTiCとして固定すると同時に、結晶粒粗大化を抑制するため、低温割れ感受性(脆化)を軽減させることが可能である。また、水素脆化割れの改善には、予熱あるいは後熱も有効であり、フェライト系ステンレス鋼SUS405では373~423Kの予熱・後熱の併用が、SUS430では323Kの予熱が推奨されている。マルテンサイト系ステンレス鋼SUS410でも、373~473K以上の予熱が有効とされている。

一方、二相系ステンレス鋼(25Cr-5Ni)溶接金属の水

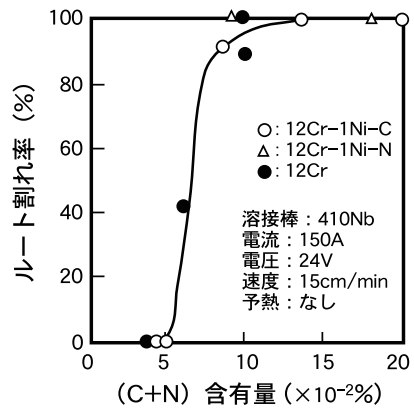


図14 SUS410鋼溶接金属の低温割れ感受性に及ぼす(C+N)量の影響

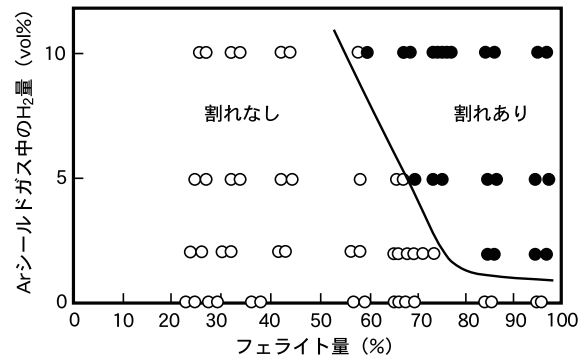


図15 25Cr-5Ni二相系ステンレス鋼溶接金属における割れ発生に及ぼすシールドガス中のH量とフェライト量の影響

素脆化割れ発生に及ぼすシールドガス中のH量と溶接金属中のフェライト量の間を関係を図15¹⁴⁾に示す。フェライト量およびH量の増加に伴い水素脆化割れ感受性が上昇する。二相系ステンレス鋼の水素脆化割れ感受性は、一般に次式により評価できる。

$$D_H = a + R/25 + 4P_{H_2} \dots\dots\dots(2)$$

$D_H > 190$: 割れ発生

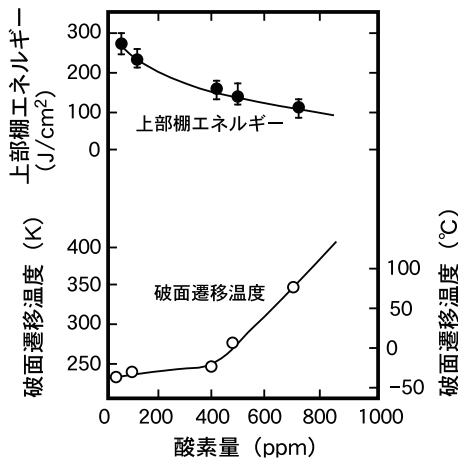
ただし、 a : フェライト量、 R : 拘束度、 P_{H_2} : シールドガス中のH量である。二相系ステンレス鋼では、フェライト量40~70%の範囲において473K予熱で水素脆化割れが防止できることが報告されている¹⁴⁾。

5. 溶接部の靱性

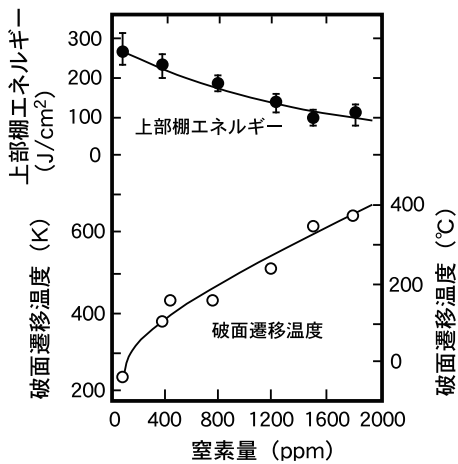
ステンレス鋼溶接部では、様々な要因により靱性が低下することがある。フェライト系ステンレス鋼では、①溶接時のガス吸収、②結晶粒の粗大化、③475℃脆化、などにより溶接部の靱性が低下しやすい。図16¹⁵⁾は、SUS447J1溶接金属の靱性に及ぼすOおよびN量の影響を示したものである。OおよびNの吸収により溶接金属の遷移温度が大幅に上昇する。Oは酸化物となって破壊の起点となること、Nは Cr_2N としてへき開面に析出することによって靱性を低下させるものと理解されている¹⁶⁾。また、図17¹⁶⁾に示すように、773K付近での短時間加熱により靱性が大きく低下する。これは、高Cr鋼に典型的なスピノーダル分解に起因した475℃脆化によるもの

であり、溶接冷却過程で773K付近を通過する時間が長い場合には、脆化が生じることを示唆するものである。オーステナイト系ステンレス鋼では、溶接金属の高温割れ防止の観点から、数%以上の δ フェライトを晶出させることが有効であるが、873~1073Kでの加熱により、 δ フェライト相が σ 相に変態して、 σ 相脆化を引き起こすことがある。図18¹⁵⁾に示すように δ フェライト相が多いほど σ 相の生成量が多くなるため、靱性低下が顕著となる。二相ステンレス鋼溶接部の靱性低下は、①フェライト量(フェライト/オーステナイト相バランス)、②炭窒化物の析出、③ σ 相などの金属間化合物の析出、④475℃脆化、などにより引き起こされる。図19¹⁷⁾は二相ステンレ

ス鋼溶接金属の靱性に及ぼすフェライト量の影響を示したものである。フェライト量が60%を超えると、低温靱性が低下する。図20¹⁸⁾は二相ステンレス鋼熱影響部の靱性に及ぼす窒化物量の影響を示したものである。Cr窒化物の析出により靱性低下が顕著に認められる。また、図21¹⁹⁾に示すように、 σ 相は数%の析出でも靱性を大きく低下させることがある。特に、Cr, Mo, Ni含有量の多い高耐食二相ステンレス鋼では、 σ 相の析出が助長されることから、 σ 相脆化の感受性が上昇するものといえる。



(a)O量の影響



(b)N量の影響

図16 SUS447J1溶接金属の靱性に及ぼすOおよびN量の影響

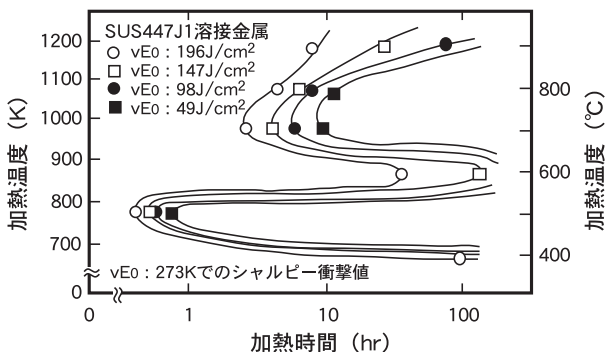


図17 SUS447J1溶接金属の恒温加熱時の等脆化度曲線

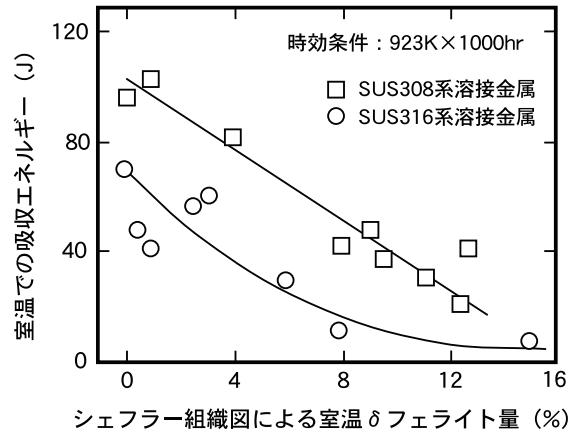


図18 オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の時効靱性に及ぼす δ フェライト量の影響

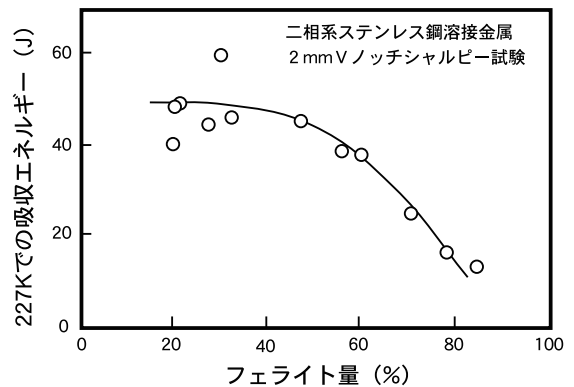


図19 二相ステンレス鋼溶接金属の吸収エネルギーに及ぼすフェライト量の影響

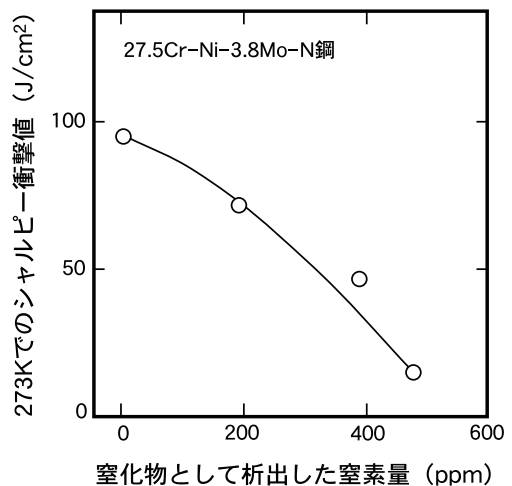


図20 二相ステンレス鋼熱影響部での窒化物析出による靱性変化

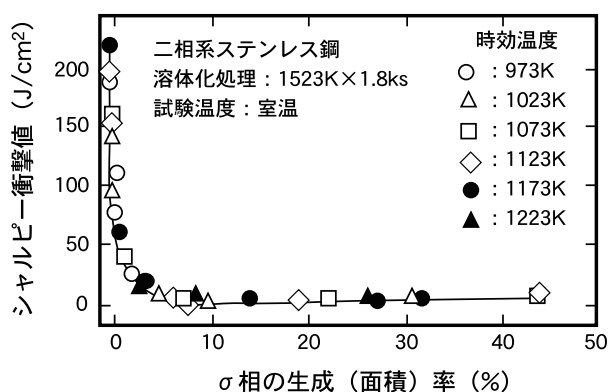


図21 二相系ステンレス鋼の靱性に及ぼす σ 相析出量の影響

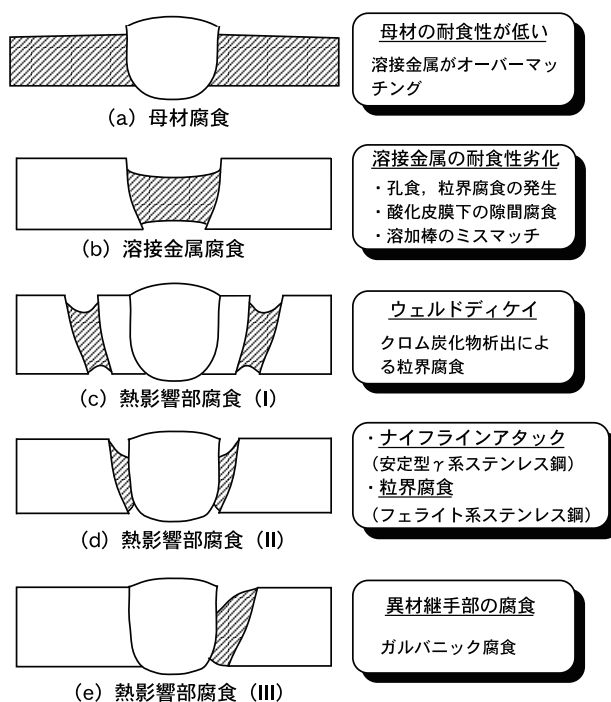


図22 ステンレス鋼溶接部の腐食形態組織 (模式図)

6. 溶接部の耐食性

ステンレス鋼溶接部では耐食性の劣化が重大な問題となるため、溶接部の腐食形態と特徴および耐食性劣化機構について説明する。

6.1 溶接部の腐食形態の分類

溶接部で生じる腐食は発生箇所から図22に示すごとく、(a) 母材腐食、(b) 溶接金属腐食、(c) 熱影響部腐食 (ボンドより離れた熱影響部)、(d) 熱影響部腐食 (ボンド近傍/両側)、(e) 熱影響部腐食 (ボンド近傍/片側)、に分類される。タイプ (a) は、溶接金属の耐食性が母材に比べてオーバーマッチングの場合に生じる腐食形態で、炭素鋼の溶接にオーステナイト系ステンレス鋼溶接棒を用いた場合などがその例である。タイプ (b) は、耐食性の低い溶接棒を用いた場合によくみられるが、合金系溶接棒を用いた場合でも溶接金属の耐粒界腐食性や耐孔食性などが劣化している場合に生じる。また、鋼種によっては溶接金属の表面に形成される酸化皮

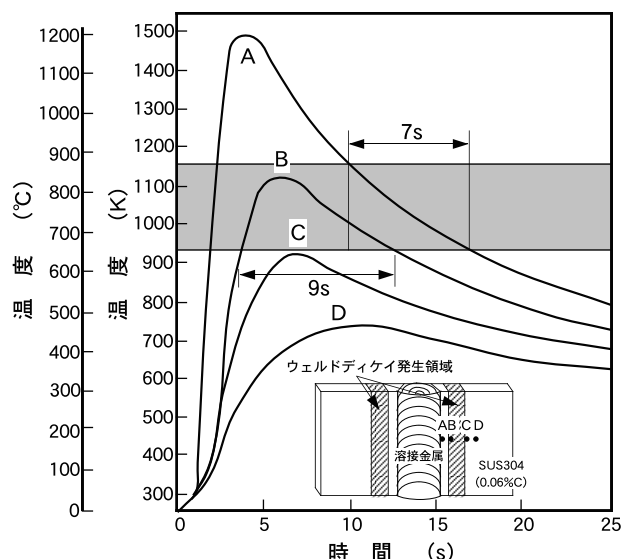


図23 SUS304溶接熱影響部におけるウェルドディケイの発生位置と溶接熱サイクル曲線

膜によって、その下の溶接金属にすきま腐食が形成される例もみられる。タイプ (c) の代表例はオーステナイト系ステンレス鋼や二相ステンレス鋼の熱影響部にみられる“ウェルドディケイ”であり、Cr 炭化物の粒界析出に起因した粒界腐食性の低下が原因となる。タイプ (d) の腐食はフェライト系ステンレス鋼の熱影響部にみられるもので、耐粒界腐食性や耐孔食性の劣化が原因となる。また、ボンド近傍の熱影響部に発生する腐食に安定形オーステナイトステンレス鋼におけるナイフラインアタックがある。この現象の発生箇所はフェライト系ステンレス鋼の熱影響部にみられる腐食域よりも狭く、ボンドにごく近接しているのが特徴である。タイプ (e) の腐食は異材溶接を行った場合にみられるもので、両金属の電気化学的特性の差に起因したガルバニック腐食によるものである。

6.2 溶接部の腐食現象および機構

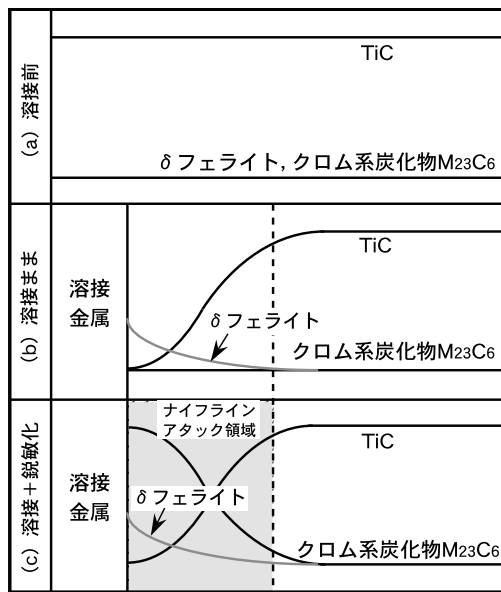
6.2.1 粒界腐食

(1) ウェルドディケイ

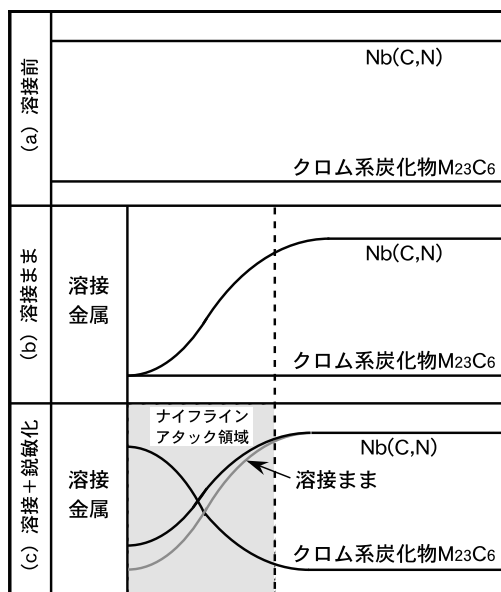
Ti, Nb など含まない非安定化鋼で、かつ、C含有量が中程度以上のオーステナイト系ステンレス鋼の熱影響部はある種の腐食環境下で粒界腐食を生じる。粒界腐食を生じるのは図23³⁰⁾に示すごとく、溶接過程で最高到達温度が約923~1173Kとなる溶接金属に平行な幅が約3~8mmの領域である。この現象はウェルドディケイと呼ばれており、ステンレス鋼溶接部における代表的な粒界腐食現象のひとつである。ウェルドディケイの原因は溶接過程におけるCr炭化物の結晶粒界への析出による粒界近傍のCr欠乏層形成に起因した鋭敏化である。熱影響部の高温に加熱される領域が鋭敏化されないのは図23に示すごとく冷却過程で鋭敏化温度域を通過する時間が短いためであり、低温側では鋭敏化温度域に最高到達温度が達しないか、もしくは鋭敏化温度域での保持時間が短いことによる。熱影響部の鋭敏化の程度は鋼中のC含有量、溶接入熱、溶接パス数の増加に伴い大きくなると同時に、鋭敏化される領域も拡大する。

(2) ナイフラインアタック

TiもしくはNbなどを添加した安定形オーステナイト系ステンレス鋼の溶接部において、図22(d)に示したごとく溶接金属に沿ったごく幅の狭い熱影響部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。この現象は熱影響部が多層盛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溶接部に特異な粒界腐食形態である。この現象の原因は図24²⁰⁾に示すごとく溶接過程でTiCもしくはNb(C, N)が固溶し、ポンド近傍の熱影響部が脱安定化され、その後に鋭敏化温度域の熱履歴を受けることにより、Cr炭化物が粒界に析出し鋭敏化されるためである。



(a) SUS321



(b) SUS347

図24 SUS321およびSUS347におけるナイフラインアタックの発生機構

6.2.2 孔食

一般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図25に示すごとく母材に比べて劣化する傾向がみられる。また、C含有量の多い鋼種ほど劣化の程度が著しい。耐孔食用高Moオーステナイト系ステンレス鋼においてはMo添加量の増加に伴い母材の耐孔食性は向上するのに対して、溶接金属のそれがあまり改善されないため、溶接金属の劣化幅が大きくなる傾向がある。このように、溶接金属では耐孔食性を向上させる元素の添加によっても十分な耐孔食性改善効果が得られないのが問題である。溶接金属における孔食の発生位置は鋼種によって大きな差異がみられる。すなわち、SUS304もしくはSUS308などフェライト初晶で凝固する鋼種においては、孔食が主にフェライト/オーステナイト(δ/γ)粒界に発生し、 δ/γ 粒界に析出するCr炭化物周囲のCr欠乏層形成が主たる原因となる。一方、オーステナイト初晶で凝固する鋼種では、孔食が主にフェライト/オーステナイト(δ/γ)粒界に発生し、セル中央部で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。

二相ステンレス鋼の母材では、フェライトとオーステナイトの相比が均一となるように組成が調整されているが、溶接部においては熱サイクルによる組織変化によりオーステナイト量が大幅に減少する²⁰⁾。この組織変化に伴い、溶接部の耐孔食性が従来のオーステナイト系ステンレス鋼に比べてもさらに著しい劣化を示すことが指摘されている。図26はその一例を示したもので、約1473K以上の加熱により耐孔食性が大幅に低下していることがわかる²⁰⁾。この領域はフェライト量が増加する領域に対応しており、固溶しきれなくなったCもしくはNがCrと化合して δ/γ 粒界に析出し、Cr析出物の周囲にCr欠乏層を形成することが耐孔食性劣化の主原因である。これに加えて、フェライト量が増加すること、および溶接過程で析出するオーステナイトとフェライトの間では拡

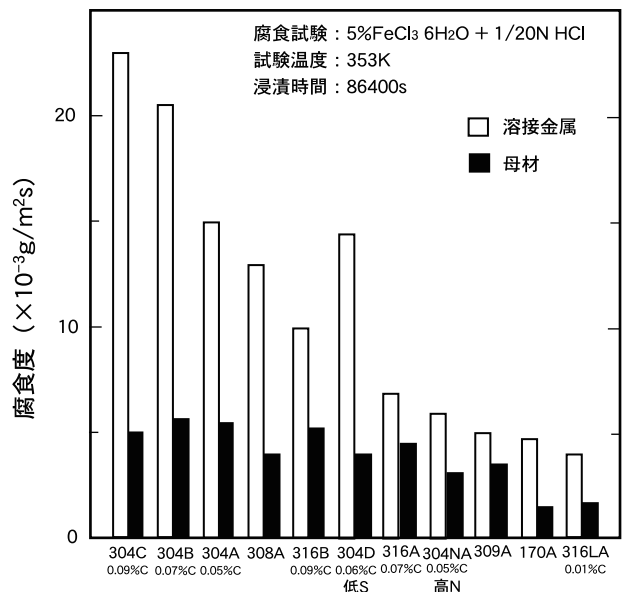


図25 オーステナイト系ステンレス鋼の溶接金属と母材の耐孔食性の比較

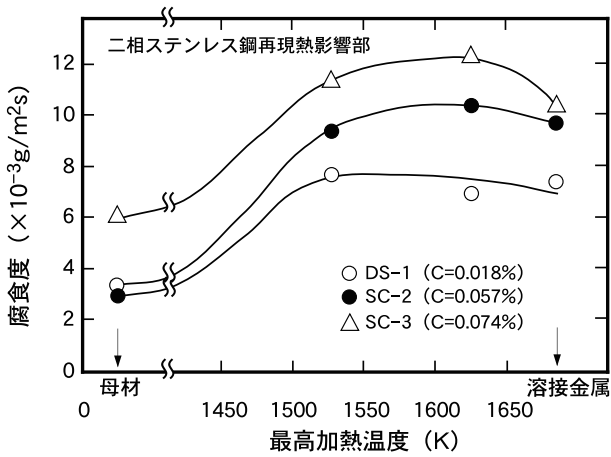


図26 二相ステンレス鋼再現熱影響部におけるフェライト量と耐孔食性の関係

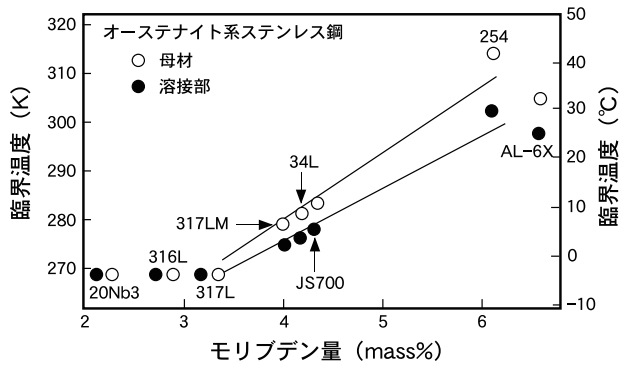


図27 オーステナイト系ステンレス鋼母材および溶接部のすきま腐食発生臨界温度に及ぼすMo量の影響

散が遅い置換型元素の分配が生じにくいことにより、フェライト中のCrもしくはMo量が低下し、フェライト自体の耐孔食性が劣化するのも二次的な要因となる。

6.2.3 すきま腐食

すきま腐食は溶液がたまり停留する箇所に生じる腐食であり、すきま内外の酸素濃淡電池の形成が原因とされている。不適正な条件で溶接した場合に生じるアンダーカット、オーバーラップおよび融合不良などは隙間の形成箇所となり、すきま腐食を生じることがある。溶接に伴う材質的な変化も耐すきま腐食性を劣化させ、溶接部のすきま腐食の一因となる。図27²⁹⁾は母材および溶接部のすきま腐食発生臨界温度とMo量の関係を比較した結果である。溶接部は母材に比較して臨界温度が約20Kも低下する場合があります、すきま腐食感受性が大きいことがわかる。溶接部における耐すきま腐食性の劣化原因は耐孔食性のそれとほぼ類似である。

6.2.4 異材継手部の腐食

化学プラントなどでは設計上もしくは経済上の理由からステンレス鋼と他の材料を溶接する場合や、機械的性質などの特性を確保するため、同種のステンレス鋼でも異なる鋼種の溶加棒を用いて溶接する場合が少なくない。このような異種材料の継手を腐食環境下で使用した場合、境界部においてそれぞれの材料の持つ腐食電位の差に起因した局部電池が形成され、境界部付近のアノードとなる材料が著しく腐食される、いわゆるガルバニッ

表2 常温海水中における各種金属の腐食電位

材 料	腐食電位 (定常状態) (V vs. SCE)
亜鉛	-1.03
アルミニウム合金3003 (H)	-0.79
アルミニウム合金6061 (T)	-0.76
鋳鉄	-0.61
炭素鋼	-0.61
ステンレス鋼SUS430 (活性態)	-0.57
ステンレス鋼SUS304 (活性態)	-0.53
ステンレス鋼SUS410 (活性態)	-0.52
ネーバル黄銅 (圧延材)	-0.40
銅	-0.36
7 : 3 黄銅	-0.33
青銅 (G)	-0.31
アドミラルティ黄銅	-0.29
90Cu-10Ni, 0.82Fe	-0.28
70Cu-30Ni, 0.4Fe	-0.25
ステンレス鋼SUS430 (不働態)	-0.22
青銅 (M)	-0.23
ニッケル	-0.20
ステンレス鋼SUS410 (不働態)	-0.15
チタン (粉末焼結)	-0.15
銀	-0.13
チタン (ヨウ素法)	-0.10
ハステロイC	-0.08
モネル400	-0.08
ステンレス鋼SUS304 (不働態)	-0.08
ステンレス鋼SUS316 (不働態)	-0.05
ジルコニウム	-0.04
白金	+0.15

ク腐食を生じる。ガルバニック腐食は異種材料間の腐食電位の差に起因したものであることから、使用環境下における各種材料の腐食電位を知ることがその発生の予測および防止に重要である。表2²⁴⁾は常温海水中における各種材料の腐食電位を示したものである。この表の上下関係から継手部でアノードとなる側の材料が、また、腐食電位の差の大きさから腐食の程度の目安が得られる。

6.2.5 溶接部の応力腐食割れ

(1) 塩化物応力腐食割れ

応力腐食割れは化学プラントなどにおけるステンレス鋼溶接部の腐食損傷事例の中でも発生率が高く、最も注意を要する腐食形態のひとつである。応力腐食割れは各種の腐食環境下で生じるが、その代表的なものがCl⁻イオンを含む環境下での塩化物応力腐食割れである。この種の応力腐食割れが問題となるのは主にオーステナイト系ステンレス鋼であるが、条件が揃えば他の系のステンレス鋼においても発生する。塩化物応力腐食割れが溶接部で発生比率が高い理由は、主として溶接部に材料の降伏点に相当する高い残留応力が存在することによる。溶接部においては、高い残留応力のため、母材に比べて低温、低Cl⁻イオン濃度においても応力腐食割れの発生が

みられる。溶接部に生じる応力腐食割れは、母材と同様に粒内割れが主体となるが、粒界選択腐食性がある溶液中では、鋭敏化された熱影響部において粒界割れを生じる場合もある。

オーステナイト系ステンレス鋼の溶接金属には、溶接割れ防止のために数%の δ フェライトを含有させているものが多い。この場合、溶接金属の応力腐食割れによる破断寿命は母材よりも長くなる傾向がみられる。これは δ フェライトにより割れの伝播が阻止されるためであり、この効果はキー効果 (Keying effect) と呼ばれている。

(2) 高温純水中応力腐食割れ

高温純水中の応力腐食割れは、原子炉 (BWR) のオーステナイト系ステンレス鋼配管系の溶接部で発見されて以来一躍注目を集めた現象である。このタイプの応力腐食割れは熱影響部の鋭敏化域に発生し、粒界割れである。高温純水中の応力腐食割れの材料側の主たる要因は、Cr炭化物析出に起因したCr欠乏層の形成である。

高温純水中での応力腐食割れ発生の材料要因として考慮すべき現象に、低温鋭敏化 (LTS) がある。低温鋭敏化とは、ステンレス鋼を恒温鋭敏化 (TTS) 曲線のノーズ付近に短時間加熱する熱サイクルを与えた後、670 K程度の比較的低い温度に長時間保持することにより顕著な鋭敏化を生じる現象をいう。この現象は、最初の熱サイクルによりCr炭化物が核生成し、これがその後の鋭敏化温度域以下の温度での保持過程で成長するのに伴い、その周囲により著しいCr欠乏層が形成されることによると説明されている。原子炉の運転時における配管系の温度は約660 Kであり、溶接のまま状態では鋭敏化されていない熱影響部でも、長時間の運転中に鋭敏化される危険性が生じる。

7. おわりに

本稿では、ステンレス鋼溶接部の組織的特徴について述べるとともに、溶接継手特性を支配する溶接割れ、脆化および耐食性劣化など現象に対して、それらの発生挙動と機構を概説した。ステンレス鋼は種類が多く、鋼種により溶接部に生じる材料挙動が複雑かつ多様であるため、それらに伴い溶接部組織、欠陥発生挙動あるいは継

手特性などに大きな差異が生じる。本稿では、これらを詳説するには至っておらず、ステンレス鋼の溶接性に関する問題点についても不備や説明が十分でない点が多々あるものと思われる。これらの点をご容赦頂きますとともに、至らぬ点はステンレス鋼の溶接に関する多くの解説や書籍をご参照頂くこととし、本稿がステンレス鋼の溶接性を概観する上での一助になれば幸いである。

参考文献

- 1) J. C. Lippold and D. J. Kotecki: *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*, John Wiley & Sons, Inc., (2005).
- 2) N. Suutala, T. Taklo and T. Moisio: *Met. Trans.*, 11A (1980), p.717.
- 3) J. C. Lippold: *W. J.*, 73-6 (1994), p.129s.
- 4) 中尾, 西本, 張: *溶接学会論文集*, 8-3 (1990), p.371.
- 5) 日溶協特殊材料溶接研究委: *ステンレス鋼溶接トラブル事例集*, (2003), 産報出版.
- 6) A. L. Schaeffler: *Metal Progress*, 56-11 (1949), p.680.
- 7) C. J. Long and W. T. DeLong: *W. J.*, 52-7 (1973), p.281s.
- 8) 中尾, 西本, 張: *溶接学会論文集*, 9-1 (1991), p.111.
- 9) V. P. Kujanpaa, N. Suutala, T. Takalo and T. Moisio: *Welding Research International*, 9-2 (1979), p.55.
- 10) K. Nishimoto, K. Saida, K. Kiuchi and J. Nakayama: *3rd International Workshop on Hot Cracking Phenomena in Welds*, March (2010), Columbus, Ohio (USA).
- 11) N. E. Nissley, M. G. Collins, G. Guaytima and J. C. Lippold: *IIW Doc.*, IX-2050-02 (2002).
- 12) C. D. Landin: *W. J.*, 55-11 (1976), p.356s.
- 13) 安保: *溶接技術*, 24-5 (1976), p.57.
- 14) 小川, 三浦: *溶接学会論文集*, 8-4 (1990), p.481.
- 15) 稲垣, 春日井, 顛娃, 五代, 田中: *鉄と鋼*, 65-14 (1979), p.2074.
- 16) 井川, 中尾, 西本, 寺島: *溶接学会誌*, 48-12 (1979), p.1054.
- 17) 小川: *神戸製鋼技報*, 37-1 (1987), p.97.
- 18) 小溝, 小川, 東: *溶接学会論文集*, 8-2 (1990), p.242.
- 19) 前原, 小池, 藤野, 邦武: *鉄と鋼*, 67-3 (1981), p.577.
- 20) M. G. Fontana and N. D. Greene: *Corrosion Engineering*, MacGrow Hill (1978), p.62.
- 21) 西本: *安定形オーステナイトステンレス鋼のナイフラインアタックに関する基礎的研究*, 大阪大学学位請求論文 (1976).
- 22) 中尾, 西本, 井上: *溶接学会誌*, 50-5 (1981), p.513.
- 23) A. Garner: *Corrosion*, 37 (1981), p.178.
- 24) W. K. Boyd: *MCIR Report*, 75-245R (1975), p.7.