

技術資料

UDC 669.14.018.8 : 539.512

ステンレス鋼の溶接性*

中 村 治 方**

Weldability of Stainless Steels

Harumasa NAKAMURA

1. はじめに

今世紀のはじめに開発実用化されたステンレス鋼は、しだいにその用途が拡大され、耐久消費材から高温高圧化学プラント、極低温構造部材、高強度部材など、多岐にわたって使用されてきている。その間に用途に応じた新鋼種が多数開発されてきた。

各種ステンレス鋼を用いて製品を製作する際の加工技術として、溶接は現在不可欠のものとされている。したがって、鋼の溶接性およびその溶接技術は、その鋼の利用度に決定的な影響を有するといつても過言ではない。

ステンレス鋼の溶接技術の歴史は 1930 年代にさかのぼることができる。当時はガス溶接、被覆アーク溶接が使用されていたが、第 2 次世界大戦を境に各種自動溶接、特殊溶接が採用されてきた。本誌においても、過去に「ステンレス鋼の溶接」と題した技術資料が掲載されており¹⁾、一般的な溶接技術については詳細に述べられている。今回はそれ以降のステンレス鋼の溶接性研究の主要な発展を中心に記述した。

ステンレス鋼を大別すると、マルテンサイト系、フェライト系、オーステナイト系および 2 相系 (オーステナイト・フェライト系) の 4 種類に分けられる。各系の溶接性について、その問題点もそれぞれ異なるため、この分類にしたがって順次述べることにする。

2. マルテンサイト系ステンレス鋼

この種のステンレス鋼は、クロム系と析出硬化系に分けられる。

2.1 クロム系

クロム系の溶接性について、溶接時の水素による遅れ割れ、溶接部の延性および靱性が問題とされる。構造用鋼として最も広く使用されている 13Cr 鋼については、通常のアーク溶接条件下で、その溶接熱影響部 (以下 HAZ と略記する) はマルテンサイト組織となり、そのか

たさは C 量に比例する。

溶接時の遅れ割れを防止するために、再乾燥を施した低水素系溶接棒を用い、最低 150°C 以上、できうれば 200°C 以上の予熱を行なつて溶接する必要がある。さらに溶接直後、700°C の後熱を行なつた後、600°C までは徐冷してその後空冷する。これは溶接部の脱水素および最少限必要な延性付与のために不可欠な処理である。

構造部材として使用する上で必要な溶接部の延性または靱性をうるためには、さらに低温焼なまし (750°C) または完全焼なまし (850~900°C) が必要である。溶接直後の後熱と延性向上を兼ねて、溶接直後に 700~750°C の後熱が行なわれることが多い。低温焼なましによつても溶接部の靱性はかなり回復するが、靱性向上の点では完全焼なましが最も好ましい²⁾。

HAZ の各位置における靱性は、その場所に与えられる溶接熱サイクルがそれぞれ異なるために、かなり変化する。13Cr 鋼の HAZ について調べた結果³⁾では、ボンド部近傍の粗粒域と、溶接熱サイクルの最高加熱温度が Ac_3 点附近 (850°C) となり局部的に高炭素マルテンサイトが生じる部分の両者が最も靱性低く、 Ac_1 点直下 (800°C) に加熱された部分は、炭化物が球状化するため最も靱性が高い。

マルテンサイト系ステンレス鋼溶接部の靱性は溶接施工条件によつても変化する。多層溶接時のパス間温度が M_s 温度 (13Cr 鋼では約 340°C) 近くの高温度よりも、 M_f 温度 (13Cr 鋼では約 160°C) 近くで遅れ割れ発生の危険のない程度の低温度である方が高靱性がえられる³⁾。

鋼材組成の調整によつても溶接部の靱性改善が可能である。たとえば 13Cr 鋼に 2~4% の Ni 添加により Ac_3 点附近に加熱された HAZ 部の靱性低下がなくなり、600~650°C の比較的低温の後熱処理によつてもボンド部の大幅な靱性向上が期待できるようになる⁴⁾。

マルテンサイト系溶接材料として、靱性確保と耐食性

* 昭和 51 年 9 月 20 日受付 (Received Sep. 20, 1976) (依頼技術資料)

** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 工博 (Product R & D Laboratories, Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

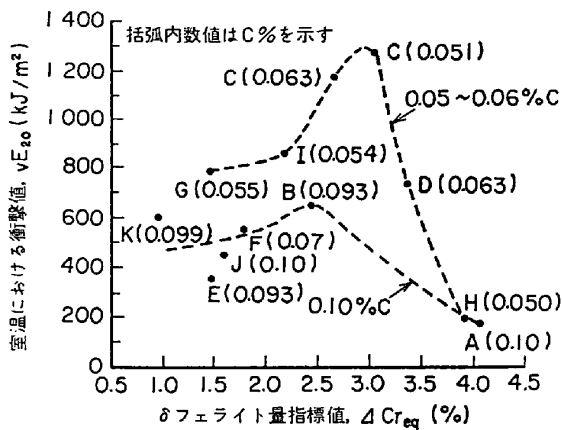


図1 13Cr系溶接金属のδフェライト量、C含有量と靱性の関係⁵⁾ (ΔCr_{eq}はシェフラー組織図のM/F領域境界線からF側への距離を示す量で、ΔCr_{eq}=3.0がδフェライト量=5%に相当)

向上のため、そのC含有量が低く、溶接凝固時のδフェライトの晶出の少ない組成のものが好ましい。硫化物腐食割れ防止のため、溶接金属のかたさをHv250以下とするには、C量を0.05~0.09%として、かつ700~750°Cの溶接後熱処理を施すことが必要である⁵⁾⁶⁾。母材のC量は0.10~0.15%であるため、小入熱溶接など、できるだけ母材希釈の少ない溶接金属をうる施工法の採用も必要である。靱性向上の点からいえば、図1に示すように溶接金属のC量は0.05~0.06%であり、かつδフェライト量は5%程度が最適である⁵⁾。これは、いわゆる低炭素マルテンサイト組織にすることにより靱性向上をはかるものであるが、0.6~0.9%のNbと微量のTi Alなどを添加することにより細粒のフェライト組織にして、溶接金属の靱性および延性の向上をはかることもできる⁷⁾。用途によっては、オーステナイト系溶接材料(D309棒など)を用いて同様な効果をうる場合もある。

2.2 析出硬化系

析出硬化系として代表的な、17-4pH鋼の溶接性について留意すべき点は、HAZの時効処理による軟化現象⁸⁾と溶接金属の延性⁹⁾である。

析出硬化系のアーク溶接に際しては、過時効処理を施した状態で溶接を行ない、溶接後、固溶化処理と時効処理を施すことが理想的であるが、用途によっては、固溶化処理鋼板を溶接し、溶接後、時効処理を施す場合もある。この際、図2に示すように、ボンドから2~3mmはなれたHAZが軟化する。図において、溶接のままの状態、最高加熱温度620~630°Cの部分を中心に硬化しているのは、短時間時効が局部的に進行するためである。溶接後、450°C×1hの時効処理を施すと、HAZの約800°Cに加熱された部分が最も軟化する。これは、溶接熱サイクルの過程で析出現象を生じ、その後の時効処理により析出物が約500Åまでに粗大化して、過時効

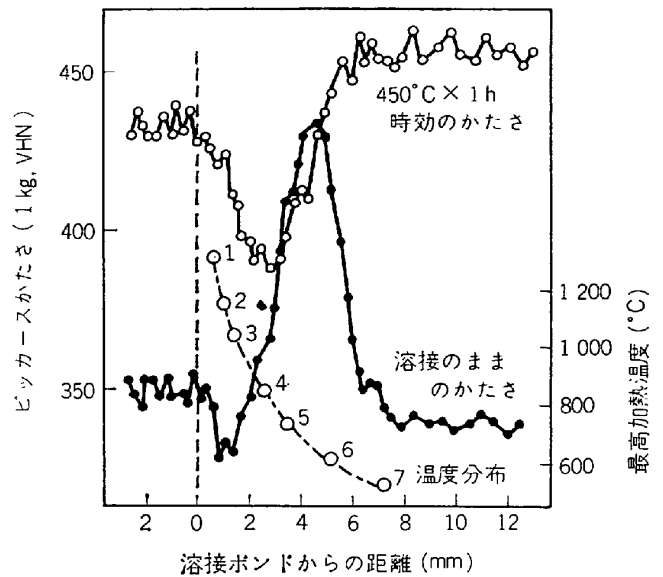


図2 17-4PH鋼溶接部のかたさ分布⁸⁾。

現象を呈するためである¹⁰⁾。

17-4pH鋼溶接金属の時効後の延性は、デンドライトに沿ってマルテンサイト組織中に存在するフェライトをなくして、数%以下の粒状フェライトと極少量の残留オーステナイトを析出させることによつて向上する⁹⁾。残留オーステナイト量が増加すると延性はさらに増加するが、強度低下をまねく。そのために、溶接金属組成は合金組成よりも、Ni、Mnなどを若干富化した組成がえらばれる。

3. フェライト系ステンレス鋼

フェライト系ステンレス鋼を大別すると、低Cr系(11~14%Cr)、中Cr系(14~19%Cr)および高Cr系(20%Cr相当以上)に分けられる。

3.1 低クロム系

低Cr系は元来、マルテンサイト系であるが、低CにすることおよびAlなどを添加することにより、フェライトを主体とし一部マルテンサイトを含む組織となる。

低Cr系はマルテンサイト系にくらべ、溶接性の点では格段にすぐれているが、やはり溶接時の水素による遅れ割れ、溶接部の延性、靱性が問題となる。

代表的な低Cr系である13Cr-0.2Al(405)鋼の溶接には、合金系の410Nb(13Cr-Nb)溶接棒が用いられている。溶接継手の拘束がきびしい場合(引張拘束度600kg/mm・mm)には、JIS法による拡散性水素量[H]_{JIS}が1cc/100g以下(HIW・水銀法[H]_{HIW}では2.7cc/100g以下に相当)の極低水素系溶接棒を使用するか、100~150°Cの予熱または後熱を併用しなければ溶接ボンド部に遅れ割れを生ずる¹¹⁾。

このような遅れ割れは、ほとんどフェライト単相である410Nb多層溶接金属にも発生するので注意が必要で

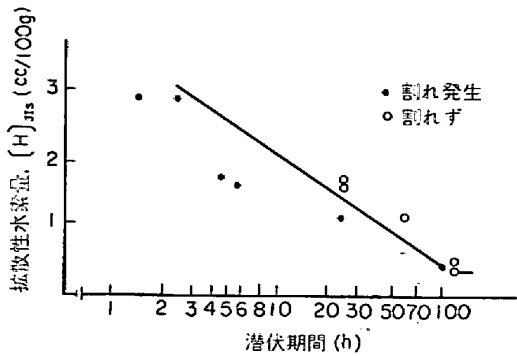


図 3 405 鋼溶接部の遅れ割れ潜伏期間と水素量の関係¹²⁾

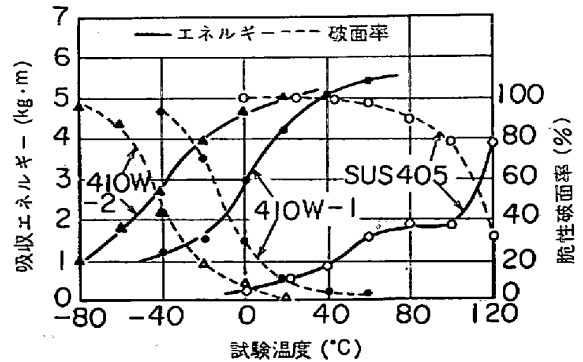


図 4 各種 13Cr 系溶接ボンド部の V ノッチシャルビ衝撃試験結果¹¹⁾ (10×5 mm サブサイズ)

ある。405 ステンレス鋼溶接部における水素の拡散速度は、低合金鋼溶接部に比べ、約 1/10~1/25 になるので、図 3 に示すように、多層溶接金属に発生する遅れ割れの潜伏期間も非常に長くなり、溶接金属水素量が少ない場合には溶接後、4~5 d の潜伏期間を示す¹²⁾。この図は溶接金属試片に 3 点曲げ拘束を与えた場合の結果であるが、実際の拘束継手の場合に等価な結果を与えている。この種の遅れ割れ防止にも極低水素にできる溶接法 (MIG 溶接) の採用や 100~150°C の予熱または後熱の併用が有効である¹²⁾。

13 Cr 鋼においても C および N 量を低く保つことにより、溶接ボンド部の遅れ割れ感受性を著しく低減できる。厚板の拘束のきびしい溶接継手 (引張拘束度 1400 kg/mm²·mm) の場合、(C+N) 量を 0.04% 以下とすれば、低水素系 410Nb 溶接棒で予熱せずとも遅れ割れの発生を防止できる¹¹⁾。

共金系 410Nb 溶接棒やオーステナイト系 (D309) 溶接棒を用いた 405 溶接継手において、曲げ試験で小さな曲り角度で破断することがしばしば経験される¹³⁾。これは溶接ボンド部のフェライトの粗大化とその粒界に析出したマルテンサイトによる延性低下が原因である。フェライトの粗大化は、Al 量と C 量の両者により定まり、C 量が 0.04~0.05% の場合には Al 量を 0.11% 以下とすれば、フェライト粒度 2.2 以上となり、溶接のままでも十分な曲げ延性を示す¹⁴⁾。粒界に析出した α マルテンサイトを比較的低温で焼もどすことも延性向上にきわめて有効である。405 系に標準的な 0.05% C-0.32% Al の組成においても、溶接後 350°C × 1 h 以上の後熱処理を行えば、たとえ粗粒であつても十分な曲げ延性を示す¹³⁾。

低 Cr 系溶接部の靱性もフェライト粒度およびマルテンサイトの特性に支配される。410 Nb 溶接金属は前述のように、細粒 (粒度 8 以上) のフェライト組織であり、溶接のままでも 405 母材と同等の靱性がえられるが¹⁾、405 溶接ボンド部では粗粒フェライトと粒界マルテンサイトのため、溶接のままではきわめて靱性が低い。溶接

後 700°C × 1 h 程度の後熱を行ない、粒界の α マルテンサイトの完全な焼もどしと Veining 組織の消失をはかれば、室温で母材の 75% 程度の靱性まで改善される。

低 Cr 系溶接ボンド部の靱性は、C および N 量の低い場合には、δ → γ → M 変態が進行してフェライトよりもマルテンサイトの多い組織となる方がすぐれている。ボンド部のマルテンサイト量がそれぞれ、20、50、および 100% である 405、410W-1 および 410W-2 各溶接継手のボンド部衝撃試験結果を図 4 に示す¹¹⁾。410W 溶接ボンド部にみられるマルテンサイトは (C+N) の低いマツシブ状であり、きわめて良好な靱性を有している。

3.2 中クロム系

中 Cr 系の代表的な 17Cr (430) 鋼の溶接性でも、低 Cr 系と同様に、遅れ割れ、延性および靱性が問題になるほか、溶接部の耐食性も重視されてきている。

17Cr 鋼溶接部の遅れ割れ感受性は、405 などの低 Cr 系の場合より若干低くなるが、やはり割れ防止のために、[H]_{ns} が 0.9cc/100g 程度 ([H]_{HW} = 2.5cc/100g) の極低水素共金系 430Nb 溶接棒を使用するかまたは 50°C 程度の予熱を行なふ必要がある¹⁵⁾。

溶接部の延性に関して、430 Nb 溶接金属は細粒フェライト組織であるため、十分な延性 (伸び 30%) を有するが、溶接ボンド部の延性は溶接のままでは不十分 (伸び 5~8%) である。溶接ボンド部の組織は溶接法により異なり、被覆アーク溶接の場合 (溶接入熱 10kJ/cm) にはフェライト地中に比較的多量の残留オーステナイトと少量のマルテンサイトを含む組織であるのに対し、サブマージアーク溶接の場合 (溶接入熱 32kJ/cm) にはフェライト地中に混在する残留オーステナイト量は少なく、マルテンサイト量が多く、フェライトの粗粒化も顕著である。このような溶接ボンド部組織の差異は、溶接後の後熱処理による延性回復現象に影響する。被覆アーク溶接ボンド部は 100~250°C の後熱では γ/M 変態が進行し、かえつて延性が一時低下するが、350°C × 1 h の後熱で延性は十分回復 (伸び 20%) する。これに反して、サブマージアーク溶接ボンド部では 150°C 以上の後熱で

徐々に延性は向上するが、350°C×1hの後熱ではまだ十分回復せず(伸び10%)、650°C×1h以上の後熱ではじめて十分な延性(伸び25%)を有するようになる。430溶接部の靱性について、溶接のままでは溶接ボンド部の靱性はきわめて低い($uE_{20}=2\text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$)ので、700°C×1h以上の後熱処理を施し、靱性回復($uE_{20}=8\text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$)をはかる。通常の430鋼溶接部の靱性を向上するため、母材の低(C+N)化およびTi、Nbなどの添加が行なわれ、溶接のままの靱性の向上効果がある程度認められるが、図5に示すように、低(C+N)化とTiを添加することおよびMnを約1%添加することにより遷移温度の飛躍的な低下が認められ¹⁶⁾、溶接のままでも十分に安全に使用できる。

15%以上のCr鋼溶接部は、溶接時の炭化物析出により粒界腐食を生じやすくなり、水道水のような弱腐食環境でもおかされる。これを防止するには、650~810°Cの後熱処理を施すかまたはTi、Nbの添加が有効である¹⁷⁾。強酸化性環境下ではTiよりもNbにより安定化をはかった方が耐食性がすぐれている。430、434鋼の溶接ボンド部再現組織について、粒界腐食を防止するために必要なTi、Nbの添加量は $(\text{Ti}+\text{Nb})\geq 16\times(\text{C}+\text{N})$ である¹⁸⁾。溶接ボンド部の粒界腐食性は粒界組織に依存し、通常の430鋼ボンド部のように、粒界にマルテンサイト組織を生じる場合には粒界へのCr炭窒化物の析出が抑制されるため、水道水のような弱い腐食環境下では粒界腐食を生じない。これに反して、高加工性をうるために

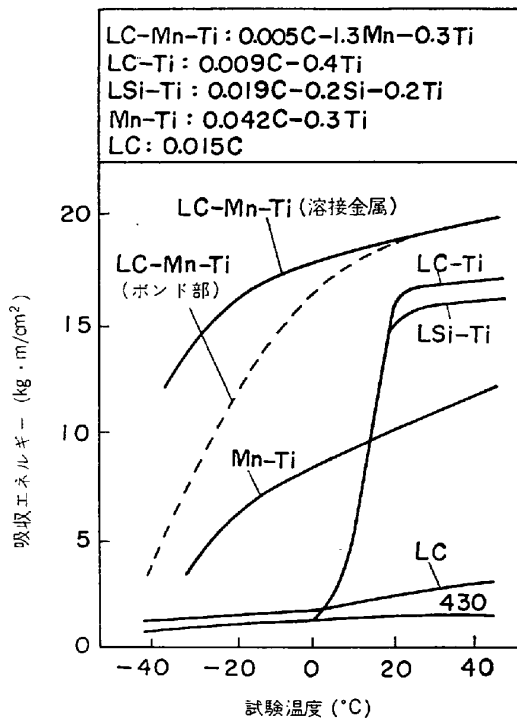


図5 各種18Cr系溶接部のVノッチシャルピ衝撃試験結果¹⁶⁾(10×2mmサブサイズ。実線は溶接金属、破線はボンド部)

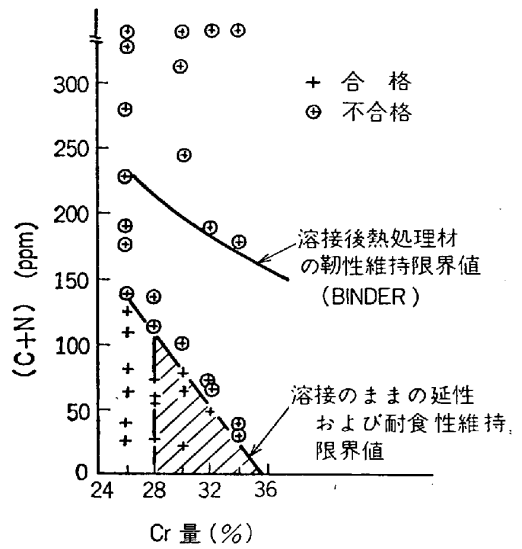


図6 高Cr系溶接部の特性におよぼすCr量と(C+N)量の影響²⁰⁾

低(C+N)化した430鋼ボンド部では、粒界マルテンサイトは激減して、粒界腐食防止のため、Ti(またはNb)の添加により炭窒化物の安定化が必要となる¹⁹⁾。

3.3 高クロム系

高Cr系はすぐれた耐応力腐食割れ性をはじめ、高耐食性を有するものとして注目されてきたが、最近のAOD法などの製鋼精錬技術の進歩は、加工性および溶接性のすぐれた高Cr系ステンレス鋼の大量生産を可能にし、広く用いられるようになりつつある。

高Cr系の溶接性に関しては、溶接部の延性、靱性および耐食性が問題となる。

高Cr系溶接部の延性には、固溶CおよびN量が支配的な影響を有する。延性確保のため許容しうる(C+N)量は、図6に示すように、Cr量の増加とともにほぼ直線的に減少する²⁰⁾。固溶CおよびNをTiなどにより固定した場合には、許容しうる全(C+N)量が増大するのは当然であるが、その他の第3元素によつてもその許容量が変ってくる。26Cr-1Mo鋼においては、O量が約100ppmでは(C+N)を約300ppm含む溶接部も十分な延性を有するが、O量が500~600ppmに増加するとその許容量は約120ppmに低下する。MnおよびSiの増加も26Cr-1Mo鋼溶接部延性確保のための(C+N)許容量を低下する²¹⁾。

溶接金属中の固溶CおよびNを固定して延性向上をはかる点につき、TiおよびNbの効果を比較すると、Tiを利用した方がより効果的である。図7は18Cr-2Mo鋼溶接部(C+N=300ppm)の延性をエリクセン試験で判定した結果であるが、過剰のTiまたはNbが添加された場合でも、前者の方が延性の低下が少ない²²⁾。

高Cr系のアーク溶接にはTIGおよびMIG溶接が用いられる。TIG溶接ではシールドガスとしてArガ

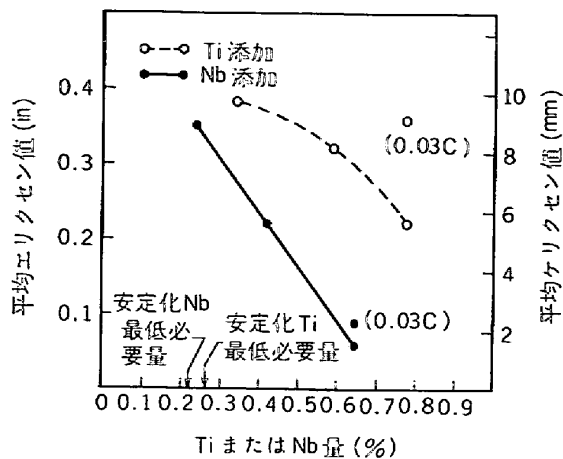


図7 18Cr-2Mo 鋼溶接部の延性におよぼす Ti および Nb 量の影響²²⁾

スがいられるので、溶接中に雰囲気からのガス吸収は極くわずかである。26Cr-1Mo 鋼の場合には大気中から O_2 を約 60ppm 吸収するだけで、溶接金属の延性にはほとんど影響しない²³⁾。MIG 溶接では、アーク現象および溶滴移行を円滑にするため、Ar ガスに若干の O_2 又は CO_2 ガスを混入したガスを用いる。高 Cr 系の MIG 溶接で Ar+1~5% CO_2 のシールドガスを用いることは、溶融金属中へ 400~900ppm の O_2 の吸収と同時に、50~200ppm の C のピックアップを生じ、延性および耐食性の低下をまねくので好しくない。MIG 溶接用シールドガスとしては、Ar+1% O_2 の混合ガスが最適であるが、この場合でも O_2 を約 550 ppm 吸収するので、溶接金属の延性は TIG 溶接よりかなり低下する²³⁾。MIG 溶接金属の延性も実用的には問題のない値(12mm 厚で 2t 曲げ可能)である。

高 Cr 系溶接部の延性は、溶接後熱処理によっても影響される。極低(C+N)の 26~35Cr 鋼 TIG 溶接部は室温で十分な延性を示すが、溶接後、850°C に後熱水冷すれば低温における延性が向上する。これは溶接時の冷却過程で生じた 475°C 脆性が取り除かれたためである。850°C 後熱後、炉冷すれば 475°C 脆性の増大と粒界への炭窒化物析出により延性の著しい低下を招く。(C+N)≈100ppm の 26Cr 鋼 TIG 溶接部の後熱処理による延性変化を図 8 に示す²⁴⁾。Ti 添加により安定化を計った場合にも、同様な溶接後熱処理により延性の向上が認められるが、この場合には Ti 炭窒化物の成長粗大化の延性向上に対する寄与もある²²⁾。

高 Cr 系溶接部の靱性も、固溶 C および N 量の影響が大きい。1.5 mm 厚の 26Cr-1Mo 鋼溶接部の破面遷移温度は、(C+N)量が 128ppm から 310ppm に増加することにより、-73°C から -18°C まで約 55°C の上昇を示す²¹⁾。(C+N)量を 120ppm 程度に低く抑えると、溶接金属および HAZ の室温における靱性(Vノッチ吸収エネルギー)は母材の約 2/3 程度にまで低下するだけで

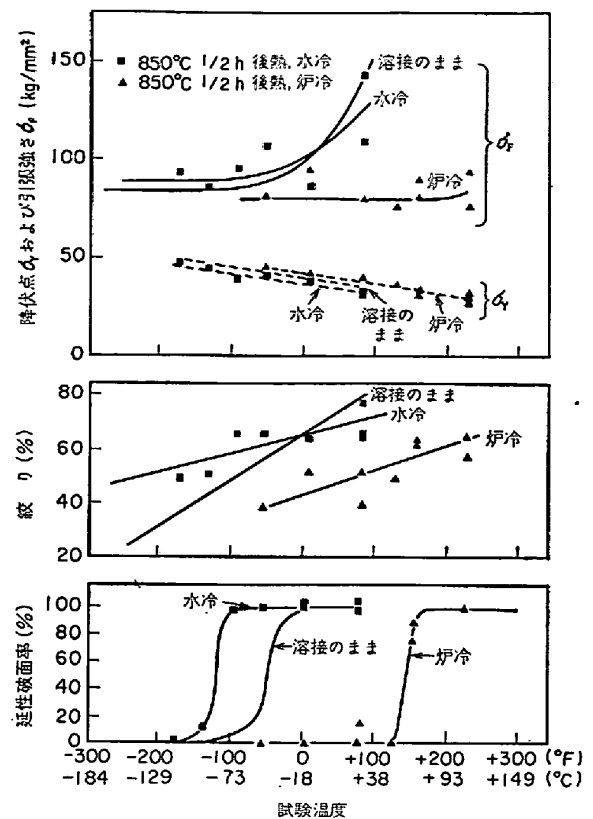


図8 26Cr 鋼溶接部の機械的性質におよぼす溶接後熱処理条件の影響²⁴⁾

すみ²³⁾、高 Cr 系特有の高温ぜい化現象が軽減できる。

C および N 量が増加した場合、Nb 添加により安定化をはかった方が Ti 添加よりも靱性向上の点では効果的である²²⁾²⁵⁾。18Cr-2Mo 鋼(3.2 mm 厚)の TIG 溶接金属 V シャルピ衝撃試験結果を表 1²²⁾ に示した。この場合の C, N 量は、特記しない限り、それぞれ約 170ppm 前後であるが、Nb または Nb+Al の添加が有効であることがわかる。Ti 添加の場合は、適量添加であれば上部棚吸収エネルギーの増加と遷移温度の低下をもたらして、靱性向上に有効である²¹⁾²⁵⁾が、過剰の添加は表 1 にも示すように靱性低下が著しい。(C+N)が 300~350 ppm までの範囲で、高 Cr 系溶接部の靱性向上のため、Nb または Ti の適正添加量は、粒界腐食防止のために提案された最低添加必要量、 $Nb=7(C+N)$ 、 $Ti=0.15+3.7(C+N)$ にほぼ一致する。

高 Cr 系溶接部の靱性向上効果を有する元素として Al が指摘されている²²⁾²⁵⁾。Al 添加による O 低減化と結晶粒微細化効果があるとされているが²⁵⁾、図 9 に示すように、E-Brite 26-1 鋼(12 mm 厚)の MIG 溶接金属の靱性は、Ar+1% O_2 のシールドガスを使用した場合に最も良好である²³⁾。高 Cr 系溶接部の靱性におよぼす Al, O の影響についてはさらに詳細な検討が必要であろう。

従来の高 Cr 系(446 など)では溶接部の延性および靱性がきわめて乏しいために、溶接直後に割れの発生す

表1 18Cr-2Mo 溶接金属の靱性におよぼす Ti, Nb, Al の影響²²⁾
(10×2.5 mm サブサイズ, Vノッチ)

鋼種	添加元素 (%)	遷移温度 °F (°C)	
		1 kg-m (10.2 J) エネルギー吸収	0.015 in (10.38 mm)* 横膨出
1A	0.34Ti	32 (0)	35 (0)
1B	0.59Ti	92 (33)	102 (39)
1C	0.78Ti	100 (38)	96 (36)
1D	0.78Ti+0.03C	138 (59)	132 (56)
2A	0.24Nb	25 (-4)	28 (-2)
2B	0.42Nb	50 (10)	52 (11)
2C	0.64Nb	48 (9)	50 (10)
2D	0.64Nb+0.03C	52 (11)	100 (28)
3A	0.37Ti+0.08Al	68 (20)	58 (14)
3B	0.37Ti+0.14Al	64 (18)	66 (19)
3C	0.37Ti+0.14Al+0.26Nb	180 (82)	180 (82)
3D	0.41Ti+0.12Al+ 0.26Nb+0.03N	166 (74)	168 (76)
4A	0.25Nb+0.08Al	-52 (-47)	-52 (-47)
4B	0.25Nb+0.15Al	-52 (-47)	-52 (-47)
4C	0.23Nb+0.15Al+0.28Ti	182 (83)	162 (72)
4D	0.23Nb+0.13Al+ 0.32Ti+0.03N	170 (77)	168 (76)

* シャルピ試片破面における横方向 (ノッチ方向) の膨張量 0.38mm を示す温度

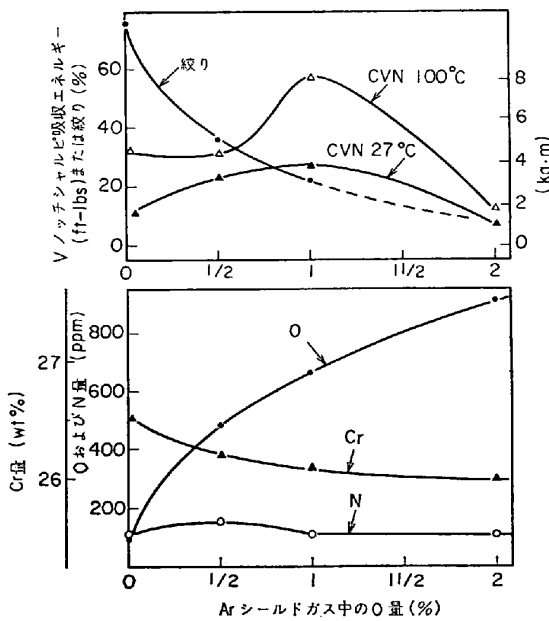


図9 E-Brite 26-1 鋼 MIG 溶接金属の組成および靱性, 延性におよぼすシールドガス中の O₂ 量の影響²³⁾

ることが多かつた。これを防止するため、150°C 以上の予熱を行なつて、 $\alpha + \gamma$ の 2 相組織を有する溶接材料²⁶⁾ か 309, 310 などのオーステナイト系添加材料を用いて溶接を行ない、溶接後、700~800°C の後熱処理を施している。この種の溶接割れも水溶による遅れ割れとみられてきたが²⁶⁾、割れ発生時期や溶接部の延性を考慮すれば延性低下による劈開割れと理解するのが妥当であろう。最近開発されつつある低(C+N)の高 Cr 系のガスシールドアーク溶接 (TIG, MIG) においても、シール

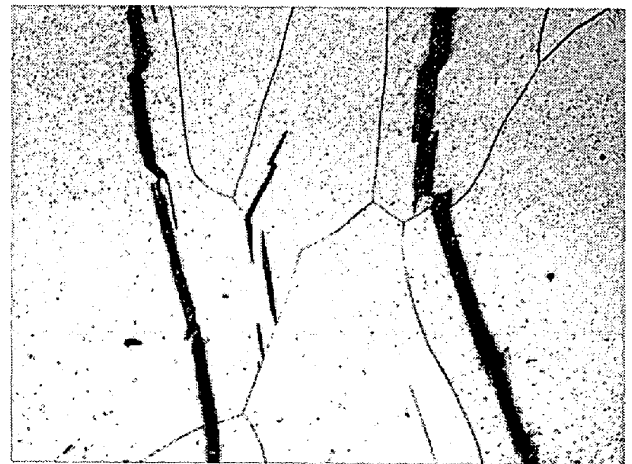


写真1 E-Brite 26-1 溶接金属の劈開割れ²⁷⁾
(シールド不完全の場合)

ド効果が不十分であつたり、溶接面に汚れがあると、溶接金属中に N, C などのピックアップを生じ、拘束のきびしい継手では写真 1 に示すような、延性低下による劈開割れ²⁷⁾を生ずることもあるので注意が肝要である。

高 Cr 系溶接部の耐食性についても、固溶 C および N 量の影響が大きい。18Cr-2Mo TIG 溶接部の Cl⁻ イオン 200ppm を含む温水中における粒界腐食割れは、(C+N) 量が約 85 ppm でも発生するが、(Ti+Nb) ≥ 20×(C+N) の Ti または Nb の添加により防止できる²⁶⁾。

低(C+N)の 26Cr-1Mo 鋼 (E-Brite 26-1) TIG 溶接部の一般的な耐食性はきわめて良好で、Heuy 試験、50%硫酸・硫酸第 2 鉄腐食試験のような苛酷な腐食試験でも母材と同等な耐食性を示す²³⁾。ちなみに 446 鋼 TIG

溶接部の後者による腐食試験では、48 h 以前に HAZ が溶出してしまふ。このような苛酷な腐食環境下では、溶接時に表面窒化を生じたり、590°C 前後の温度に長時間保たれると溶接部の局部腐食を生ずるので、窒化層の削除や溶接後熱処理が必要である。

高 Cr 系溶接部の耐食性改善のための後熱処理温度は 700~760°C が適当であり、熱処理後、必ずしも水冷の必要はない²³⁾²⁶⁾。

4. オーステナイト系ステンレス鋼

オーステナイト系ステンレス鋼の溶接性については、溶接高温割れ、高温性能、靱性および耐食性の問題が重要である。

4.1 溶接高温割れ

オーステナイト系ステンレス鋼の HAZ および溶接金属には溶接時に高温割れが発生しやすいことは古くから指摘されている¹⁾。これを防止するために、母材や溶接金属の組成の調整が行なわれ、とくに溶接金属では室温において 5% 以上の δ フェライトを有するように組成を調整することによって割れ防止をはかっている。

溶接高温割れ感受性を定量的に評価する試験法として、溶接ボンド部の熱サイクルを丸棒試験片に再現し、その冷却途中 1263°C における急速引張破断時の絞りの値を求める。いわゆる RPI 高温延性試験が広く行なわれてきた²⁹⁾。その後、TIG なめ付け溶接時に一定の強制歪を瞬時に加え、歪量と溶接部の割れ状態(最大割れ長さおよび合計割れ長さ)との関係を求める、いわゆる VARESTRAINT 試験が開発され³⁰⁾、高温割れ現象の解明に役立つている。

PRI 高温延性試験により HAZ の高温割れ感受性が高いとされている 310 および 347 ステンレス鋼について、HAZ の結晶粒界挙動を観察すると、310 鋼では溶接熱サイクルの加熱途中において、粗粒化に伴う粒界移動で sweep up された溶質元素が粒界偏析して、粒界において低融点共晶液化割れを生じる³¹⁾。347 鋼では同様な粗粒化・粒界移動過程において、高温で分解せずに残存している Nb 析出物(Nb 炭化物)に粒界がピン止めされ、その後の温度上昇により、347 鋼の固相温度よりかなり低い温度(約 1315°C)で Nb 炭化物と γ 鉄の共晶液化を生じ、そこに止められている粒界に侵入していつて粒界割れを生ずる。また、母材に最初からフェライトが存在しておれば、粗粒化時の移動粒界を固着し、液化粒界の形成を促進させる³²⁾。このような観察結果は、溶接前の母材熱処理により HAZ 高温割れ感受性を改善しうる可能性を示唆するものといえよう。

Nb の代わりに Ta を用いて安定化をはかつた 18Cr-12Ni 鋼の溶接高温割れ感受性は 304 鋼と同程度にきわめて低い。これは、TaC が高融点であり、かつ NbC のように低融点共晶液化現象も示さないためと考えられて

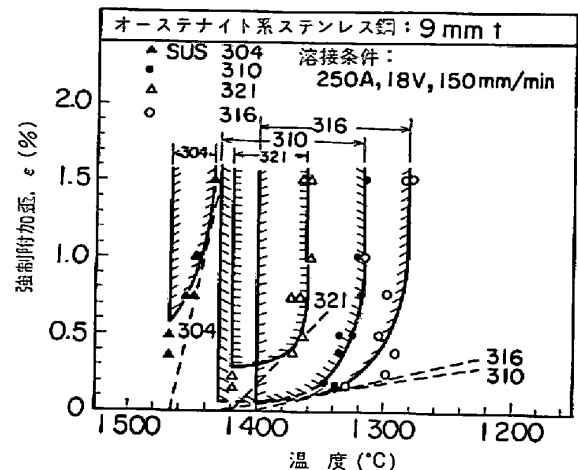


図10 各種オーステナイト系ステンレス鋼の凝固ぜい性領域(斜線範囲)と凝固割れ限界変位直線(破線)³⁴⁾

いる³³⁾。

オーステナイト系ステンレス鋼のVARESTRAINT試験結果によると、溶接金属の方が HAZ よりも一般に高温割れ感受性が高い。溶接金属の凝固割れ試験に適した TRANS-VARESTRAINT 試験³⁴⁾(溶接方向に直角に強制歪を加える方式)により、各種オーステナイト系ステンレス鋼の凝固割れ感受性を求めると、図 10 に示すように、温度と強制附加歪のグラフの上に、斜線で囲まれた凝固ぜい性温度領域(BTR)を定めることができる。このBTRの範囲内では凝固中または直後の延性は極めて低い。図において、BTRに接して描かれた破線は、各鋼種に対し凝固時に割れを生じない限界変位直線を示し、この直線の横軸に対する勾配(CST)が凝固割れ感受性を示す指標とされている。310、316、321 および 304 鋼に対しそれぞれ、1.6、2.5、7.3 および $38 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ となり、この順序で割れ感受性が低くなる³⁴⁾。

P、Sなどの不純物元素はBTRを拡げて、凝固割れ感受性を増すが、Pの方がSにくらべてその効果が大きいことが示されている³⁵⁾。

前述のように、溶接金属凝固割れを防止するために、実用的には5%以上の δ フェライトを含む溶接金属組織にされることが多い。VARESTRAINT試験結果においても、図11に示すように³⁶⁾、鋼種にかかわらずこの考えが妥当であることが理解される。凝固割れ防止に対して δ フェライトの存在が有効である理由の詳細はまだ明らかでないが、i) フェライトがP、Sなどの不純物のsinkになる、ii) 熱膨張係数が小さくなり収縮歪が減少する、iii) 相界面が増え低融点液状膜を分散して粒界が強化されるなどの理由があげられている。

溶接金属凝固割れや次層による溶接金属熱影響部割れは多層溶接金属のマイクロ割れとして経験されることが多い。2層盛した被覆アーク溶接金属の曲げによるミクロ

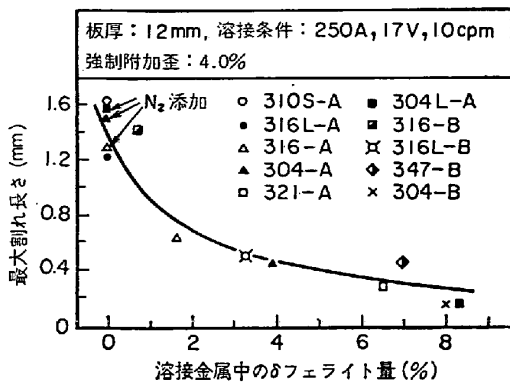


図11 VARESTRAINT試験による割れ試験結果と δ フェライト量の関係³⁶⁾

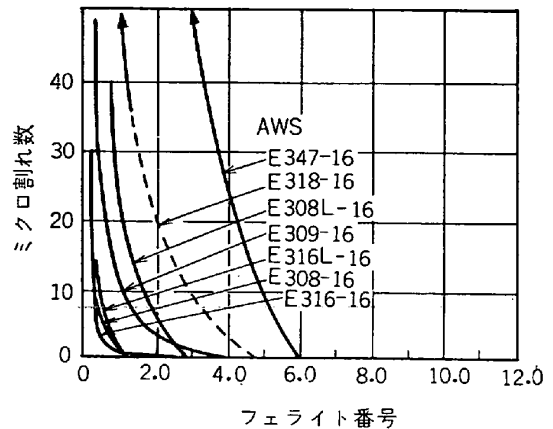


図12 各種オーステナイト系溶接金属マイクロ割れとフェライト番号の関係³⁷⁾

割れ検出試験では、約 100×30 mmの面積に検出されるマイクロ割れ（平均寸法約 0.2 mm）とフェライト番号（ δ フェライト量にほぼ等しい）の関係は図 12 のようになる。割れ防止に必要な最低フェライト量は棒種により異なるが、最も割れやすい 347 系でもフェライト番号 6.0 で十分である³⁷⁾。

4.2 高温性能

オーステナイト系ステンレス鋼溶接部の高温性能について、延性（高温引張伸び、クリープ破断伸び）が一般的に母材より劣る³⁸⁾。特に 550～650°C におけるクリープ破断伸びの低下が著しい。これには溶接金属中の δ フェライトが σ に変わり、 γ/σ 界面に内部割れを生じやすいためとする考え³⁹⁾と、 δ フェライトと γ の界面における $M_{23}C_6$ 析出に伴い割れが発生しやすくなるという考え⁴⁰⁾とがある。308 溶接金属のクリープ破断伸びを向上するためには、0.04P-0.007B-0.06Ti 添加による $\delta \rightarrow \sigma$ の変化の抑制³⁵⁾や 0.1% 前後の V 添加による析出炭化物の制御が⁴⁶⁾有効である。溶接部の高温疲労特性は母材と同等もしくはそれ以上であり、とくに約 600°C における疲労亀裂成長速度は、溶接金属が δ/γ の 2 相組織であるため、母材よりもかなり小さくなる⁴¹⁾。

高温における延性に関連した問題として、安定化したオーステナイト系ステンレス鋼溶接部の溶接後熱処理時または実稼動中の割れ発生に注意する必要がある。溶接後熱処理温度は、鋼種および使用目的（腐食環境）によって変化するが、溶体化処理（約 1050°C）や応力除去および安定化処理（約 900°C）のいずれの後熱処理においても、特に厚肉溶接部の HAZ に粒界割れを生じやすい^{42) 43)}。また、560～600°C において長期間使用中に同様な HAZ の粒界割れが発生する⁴⁴⁾。これらはいずれも、溶接熱サイクルで再固溶した Nb や Ti の炭窒化物が、後熱処理時または高温使用中に微細に析出して粒内強化が生じ、残留応力または使用応力下において、相対的に強度が低くなつた粒界に割れが発生する⁴⁵⁾。溶接後熱処理時の割れ発生を防止するには、最初に約 600°C

に加熱保持して加熱による熱応力および高い残留応力の緩和をはかつた後、約 1050°C に加熱して溶体化および残留応力の緩和をはかればよい^{42) 45)}。高温使用中の割れ発生懸念をなくするためには、溶体化処理に引続いて約 900°C の安定化処理を施すことが有効である⁴⁵⁾。

4.3 靱性

オーステナイト系ステンレス鋼溶接部は高温使用による延性の低下と同時に靱性も低下する。従来から 600～850°C の温度区間で溶接後熱処理を行なつたり、長期間使用すると、溶接部の靱性が低下することがよく知られている^{42) 46)}。これはいわゆる σ 脆化と考えられており、一般に溶接金属、HAZ、母材の順に脆化の程度は軽微になる。Cr 量の多い鋼種（310, 309 など）や Mo を含有する鋼種（316 など）は σ 脆化を生じやすく、また δ フェライトの存在も σ 脆化を促進する。このような脆化を生ずる温度区間の組織変化と靱性の関係を調べると、347 鋼溶接金属のように、低温側（約 650°C）では $M_{23}C_6$ 型炭化物の析出による靱性低下が認められる⁴⁷⁾ので、 σ 脆化と同時に炭化物析出による脆化にも留意する必要がある。ぜい化した溶接部の靱性回復には 1050°C 前後の溶体化処理を施す必要がある⁴⁶⁾。

4.4 耐食性

オーステナイト系ステンレス鋼溶接部の腐食現象としてよく知られているウェルド・デイケイは、溶接熱により 650～850°C にさらされた HAZ の部分に生じやすい。1 回の溶接熱サイクルで生ずることはきわめて少なく、繰返熱サイクルをうける場合に生じやすい⁴⁸⁾。また拘束された溶接継手のように熱サイクルに応力・歪サイクルが、重畳すると感受性を増す⁴⁹⁾。HAZ のこの部分には粒界に Cr を主体とした $M_{23}C_6$ 型炭化物が析出し、粒界近傍の Cr 含有量が減ずるため耐食性が低下して、ひきおこされると考えられている。ウェルド・デイケイの感受性は、母材の溶体化処理時間が不十分であると大きくなるが⁵⁰⁾、これを防止するためには、極低炭素

または安定化した鋼種を使用するか、溶接後、1050°C 前後の溶体化処理を施す必要がある。

安定化ステンレス鋼溶接部は、溶接後、600~650°C で後熱処理を行なつたり、この温度域の高温使用または強酸化性の腐食環境下で使用すると、ボンド近傍のHAZにナイフ・ライン・アタックを生ずる⁵²⁾。ボンド近傍の溶接熱サイクルをうけたHAZでは、NbC または TiC は固溶し、溶接後、600~650°C の温度域に加熱されると、M₂₃C₆ 型の Cr 炭化物が粒界析出し、耐食性の低下を招くと考えられている。安定化ステンレス鋼の中でも321鋼は347鋼よりもナイフ・ラインアタックをうけやすい。これは321鋼のHAZ粒界にδフェライトが析出しやすく、鋭敏化温度に加熱されると、これがM₂₃C₆析出個所として有効に働き、腐食初期段階でδフェライトが選択的に浸食され、それが粒界の腐食を促進するためである⁵³⁾。347鋼のHAZ粒界にはδフェライトの析出はほとんど認められない。ナイフ・ラインアタックを防止するため、溶接後に870~900°Cの安定化熱処理を行なうことが有効であるとされているが、321鋼ではその効果は完全でない⁵⁴⁾。

オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属中に通常含まれているδフェライトの耐食性におよぼす影響は、鋼種により異なってくる。Mo を含まない鋼種では、フェライト量が5~10%程度ならば耐食性を害さないが、10%をこえて連続した網目状になると粒界腐食を生じやすくなる⁵⁵⁾。Mo を含む鋼種(316, 316Lなど)では、強腐食環境下で使用されることもあつて、δフェライトが選択的に腐食される。そのため、尿素プラントではフェライト量が2%以下と規制されている⁵⁶⁾。δフェライトの選択腐食の原因を、フェライトのシグマ化によるものと考え⁵⁶⁾とフェライト周辺の炭化物析出によるもの考

え⁵⁵⁾がある。

オーステナイト系ステンレス鋼溶接部の耐孔食性は一般に母材より劣る。とくに溶接金属では、δ/γの2相組織であるため、局部電池作用を生じ、その境界より孔食を生じやすい。溶接金属の耐孔食性は(Cr+2.5Mo)%の増加とともに向上し、溶接後の溶体化処理も耐孔食性を改善する⁵⁷⁾。

オーステナイト系ステンレス鋼溶接部の応力腐食割れは、塩化物、ポリチオン酸、アルカリなどの腐食環境で経験されている。これは引張応力と腐食作用の両因子の共存で発生するもので、溶接残留応力の寄与はきわめて大きい。応力腐食割れには貫粒型と粒界型の2つの割れがある。溶接金属中のδフェライトは、貫粒型の割れを生ずる場合には、割れの伝播を阻害し、腐食割れ寿命を長くする効果がある⁵⁸⁾。溶接熱サイクルによりHAZの粒界にCr炭化物が析出している場合には、貫粒型の割れを生ずるような腐食環境では影響しないが、粒界型の割れを生ずる場合には腐食割れを促進する⁵⁹⁾。

応力腐食割れの防止対策としては、応力の緩和と腐食の抑制が考えられ、抜本的な対策としては材料の改善が必要である。溶接部の残留応力緩和の方法として、熱処理による方法と機械的な方法とがある。溶接後熱処理により応力緩和をはかるに当つては、クロム炭化物の粒界析出をおこし粒界腐食または粒界型の応力腐食割れを起こす危険性が生ずるので、十分な注意が必要である。鋼種、腐食環境別に推奨される溶接後熱処理条件を表2⁶⁰⁾に示す。機械的な残留応力緩和法として、ピーニング(ショットピーニング)を施す方法⁶¹⁾や容器に内圧を加え塑性変形を与えて残留応力を軽減する過歪法⁶²⁾が利用される。

表 2 オーステナイト系ステンレス鋼の溶接後熱処理条件⁶⁰⁾

使用環境, 材料の条件, 熱処理の目的など	推奨熱処理条件 ⁱ⁾			
	304L 316L 317L	318 321 347	302, 305, 309 S, 316,	304 308 310 S 317
応力腐食性 強 中 弱	A, B A, BC	B, A B, A, C	C ⁱⁱ⁾ C ⁱⁱ⁾	
残留応力最大値低減	A, B, C, D, E	B, A, C, D, E	C, E	
粒界腐食性	E	E	E	
残留応力除去	A, C ⁱⁱⁱ⁾	A, C, B ⁱⁱⁱ⁾	C	
構造物の信頼性 寸法の安定化	A, C	A, C	C	
	A, B, C	B, A, C	C ^{iv)}	
	A, C, B	A, C, B	C	
	F	F	F	

i) 表中の順序は優先順序を示す。

A : 1010~1120°C 焼なまし徐冷, B : 900°C 応力除去徐冷

C : 1010~1120°C 焼なまし急冷, D : 480~650°C 加熱徐冷

E : 430~480°C 加熱徐冷, F : 200~480°C 加熱徐冷 保持時間はいずれも 4h/in.

ii) 適切な応力除去処理ができるように、安定化鋼または極低炭素鋼の使用が望ましい。

iii) 施工により鋭敏化が生じた場合に適用。

iv) 最終加工後C素型をするならばAまたはB処理でよい

5. 2 相系ステンレス鋼

耐応力腐食性や耐局部腐食性をオーステナイト系よりも向上させる目的で開発されたオーステナイト・フェライト系のいわゆる2相系ステンレス鋼の溶接性についてHAZにおける組織変化とその耐食性におよぼす影響が重要ある。

2相系ステンレス鋼の溶接部近傍のHAZでは、オーステナイトが一部 δ フェライトに変態し、母材よりもフェライト量が多い組織となる。2相系溶接部のこのような組織変化と耐食性の関係や溶接後熱処理の影響などについての報告は少ない。25Cr-6Ni-2Mo-0.5Cu系の溶接部の耐隙間腐食性は母材より劣り、主にHAZから隙間腐食が発生する。Mo量を3%に増加すればHAZの耐隙間腐食性は著しく向上する⁶²⁾。今後、2相系ステンレス鋼溶接部の耐食性を確保するための成分設計および耐食性回復を主とした適正溶接後熱処理条件の検討が望まれる。

6. あとがき

我が国のステンレス鋼生産が急増した1960年代の初めからのステンレス鋼溶接性研究の概説を行なった。この中で注目される主要な研究動向として、フェライト系ステンレス鋼の溶接性向上とオーステナイト系ステンレス鋼溶接部の使用性能(高温性能および耐食性)の改善をあげることができよう。

フェライト系ステンレス鋼の需要は、そのすぐれた耐食性と省資源の2点から今後も拡大が予想されるが、構造材料として広く利用されるためには、溶接加工後の十分な延性および靱性確保が不可欠である。この点に関して、同鋼の溶接性の向上と適用溶接技術の検討により、問題解決がはかられることが強く望まれる。

オーステナイト系ステンレス鋼溶接部における δ フェライトの存在は、使用性能に対し長所および欠点となる両面を有している。今後、 δ フェライトの必要性およびその制御について再検討が望まれる。

一方、ステンレス鋼の耐食性に関する研究はそのままでもつばら母材についてのみ行なわれてきたきらいがある。今後、フェライト系をはじめ、オーステナイト系、2相系などの各種ステンレス鋼溶接部の耐食性について、系統的な研究が期待される。

文 献

- 1) 鈴木春義: 鉄と鋼, 46 (1960) 4, p. 498; 5, p. 578
- 2) 溶接協会化学機械研究委: ステンレス鋼溶接施工基準 (1965), p. 64
- 3) S. ASAKURA, et al.: IIW Doc. IX-579-68 (1968), p. 12, 15, 16
- 4) 渡辺潔, 他: 溶接学会講演概要第8集(1971), p. 173
- 5) G. ARINK, et al.: Metal Const. & British Wdg. Jnl. 4(1972) 8, p. 286
- 6) JIW 第9委員会 CR 作業班: IIW Doc. IX-635-69(1969), p. 22
- 7) 五代友和: 神戸製鋼技報, 15(1965) 4, p. 246
- 8) 井川博, 他: 溶接学会誌, 39(1970) 8, p. 50
- 9) G. E. LINNERT: Wdg. Jnl. 36(1957) 1, p. 9
- 10) 井川博, 他: 溶接学会誌, 41(1972) 1, p. 47
- 11) 安保秀雄: 溶接技術, 24(1976) 5, p. 57
- 12) 西尾安弘, 他: 溶接学会誌, 39(1970) 8, p. 45
- 13) 西尾安弘, 他: 溶接学会誌, 39(1971) 9, p. 36
- 14) 西尾安弘, 他: 溶接学会誌, 39(1970) 10, p. 56
- 15) Y. NISHIO, et al.: Wdg. Jnl. 50(1971) 1, Res. Suppl. p. 9-S
- 16) 池野輝夫, 他: 鉄と鋼, 61(1975) 4, p. 201~202
- 17) K. E. PINNOW, et al.: Wdg. Jnl. 49(1970) 6, Res. Suppl. p. 278-S
- 18) 辻正宣, 他: 鉄と鋼, 60(1974) 4, p. 165
- 19) 岡崎隆, 他: 鉄と鋼, 61(1975) 4, p. 198
- 20) J. J. DEMO: Metall. Trans. 5(1974), p. 2253
- 21) R. M. WRIGHT: Wdg. Jnl. 50(1971) 10, Res. Suppl. p. 434-S
- 22) J. M. SAWHILL, Jr. and A. P. BOND: Wdg. Jnl. 55(1976) 2, Res. Suppl. p. 33-S
- 23) K. E. DORSCHU: Wdg. Jnl. 50(1971) 9, Res. Suppl. p. 410-S
- 24) B. POLLARD: Wdg. Jnl. 51(1972) 4, Res. Suppl. p. 222-S
- 25) 神余隆義, 他: 鉄と鋼, 62(1976) 4, p. 218
- 26) JIW 第9委員会 CR 作業班: IIW Doc. IX-635-69(1969), p. 64
- 27) 遅沢浩一郎: 金属材料, 16(1976) 3, p. 101
- 28) 星野和夫, 他: 日新製鋼技報, 34(1976), p. 47
- 29) E. F. NIPPES, et al.: Wdg. Jnl. 34(1955) 4, Res. Suppl., p. 183-S
- 30) W. F. SAVAGE and C. D. LUNDIN: Wdg. Jnl. 45(1966) 11, Res. Suppl. p. 497-S
- 31) 田村博, 他: 溶接学会誌, 41(1972) 9, p. 82
- 32) 田村博, 他: 溶接学会誌, 42(1973) 5, p. 99
- 33) 長谷部茂雄, 他: 住友金属, 27(1975) 1, p. 1
- 34) 仙田富男, 松田福久, 他: 溶接学会誌, 41(1972) 6, p. 113
- 35) 荒田吉明, 松田福久, 他: 溶接学会講演概要, 第17集(1975), p. 64
- 36) Y. ARATA and F. MATSUDA, et al.: Trans. of JWRI, 3(1974) 1, p. 79
- 37) C. D. LUNDIN, et al.: Wdg. Jnl., 54(1975) 8, Res. Suppl., p. 241-S
- 38) A. L. WARD: Austenitic Stainless Steel Weld Materials (HEDL TME 74-25), May 1974
- 39) J. O. STIEGLER, et al.: Trans. ASME, Series H, 97(1975) 3, p. 245
- 40) 新日本製鉄: 日本溶接協会原子力研究委: PWR小委提出資料, P5G(50)-T-001 (1975)
- 41) P. SHAHINIAN, et al.: Wdg. Jnl. 51(1972) 11, Res. Suppl. p. 527-S
- 42) R. M. CURRAN, et al.: Wdg. Jnl. 34(1955) 3, p. 205
- 43) R. N. YOUNGER, et al.: British Wdg. Jnl., 8 (1961) 12, p. 580
- 44) H. M. SOLDAN, et al.: Wdg. Jnl. 36(1957) 3, Res. Suppl., p. 141-S

-
- 45) 内木虎蔵, 他: 溶接学会・溶接冶金研究委・第53回資料, WM-491-73 (1973)
- 46) O. H. HENRY, et al.: Wdg. Jnl., 34(1955) 2, Res. Suppl., p. 75-S
- 47) 山本正弥, 他: 溶接学会講演概要, 第13集, (1973), p. 108
- 48) 福留信夫: 溶接学会誌, 33(1964) 1, p. 55
- 50) 上崎孝一, 他: 溶接学会誌, 43(1974) 7, p. 56
- 51) 福留信夫: 溶接学会誌, 33(1964) 9, p. 47
- 52) M. L. HOLWORTH, et al: Corrosion, 7(1951), p. 441
- 53) 井川博, 他: 溶接学会誌, 44(1975) 10, p. 48
- 54) 井川博, 他: 溶接学会誌, 44(1975) 8, p. 65
- 55) A. BAUMEL: Schweissen und Schneiden, 19 (1967) 6, p. 264
- 56) R. A. DAEMEN, et al.: Wdg. Jnl., 49(1970) 1 Res. Suppl, p. 33-S
- 57) 渡辺竹春, 他: 溶接学会誌, 45(1976) 3, p. 20
- 58) 渡辺正紀, 他: 溶接学会誌, 33(1964) 10, p. 38
- 59) 向井喜彦: 溶接学会誌, 41(1972) 2, p. 41
- 60) G. S. SANGDAHL: Metal Progress, 86(1964) 8, p. 100
- 61) 渡辺正紀, 他: 機械学会論文集, 29(1963) 199, p. 591
- 62) 小若正倫, 他: 鉄と鋼, 61(1975) 4, p. 302
-