

## 技 術 資 料

### ス テ ン レ ス 鋼 の 溶 接 (II)

鈴 木 春 義\*

#### Welding of Stainless Steels (II) —A Review —

Haruyoshi Suzuki

#### VI. 溶接後の熱処理

ステンレス鋼の溶接後の熱処理はそれぞれ鋼種に応じた重要な役目をもっている。

(1) マルテンサイト系ステンレス鋼: この系の後熱処理については、すでに表2に示されている。その目的は溶接硬化部の軟化と延性の回復および残留応力の除去であるから、変態点 (約 800°C) 以下の温度、すなわち 730~790°C に加熱して、540°C まで徐冷したのち普通に冷却する操作である。マルテンサイト系では最大の耐食性は完全焼入れ状態で得られる。しかしこの状態ではある種の雰囲気に対して応力腐食を生ずる。そこで 730~790°C に後熱すれば、延性と耐食性が同時に確保できる。

(2) フェライト系ステンレス鋼: この系の後熱処理は表3に示されている。溶接のままでは、ボンドに隣接した熱影響部が粗粒化されていて室温付近ではとくに切欠靱性が乏しいので、その回復には 730~790°C (Cr 16% 以下) または 790~840°C (Cr 16% 以上) に加熱したのち空冷するいわゆる焼なましを望ましい。これにより同時に残留応力も緩和される。

(3) 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熱処理としては溶体化処理温度 (1010~1120°C, なお JIS G4301 ステンレス鋼では約 1100°C) に 1/2~1h/in 時間加熱して急冷 (水中または空冷) する方法 (焼入) が最も望ましいが、溶接物の変形のおそれまたはこれが実施困難な場合には約 870°C における応力除去焼なまし (析出炭化物安定化と残留応力の除去) が適当である。これにより残留応力は 90% 緩和される。しかし炭素鋼に対する応力除去温度 600~650°C の後熱ではステンレス鋼の高温強さが大きいために残留応力はほとんど緩和されないことに注意すべきである。またこの温度域は炭化物の粒界析出を誘発するの

で好ましくない。米国溶接協会 (AWS) では、オーステナイト系ステンレス鋼の後熱処理として、次のように基準を設けている。

後熱処理が不要な場合には

- (i) 溶接のままでも、耐食性が十分なとき (たとえば 304 L, 347, 321 型など)。
- (ii) 使用中の応力集中が少く、高温強度を主眼とするとき。
- (iii) 比較的薄い厚さの溶接物。

950°C (1750°F) への後熱が必要な場合は

- (i) 寸法形状の安定が必要なとき (残留応力の減少)
- (ii) 耐食性の向上が必要なとき。
- (iii) 高温での機械的性質の向上が望まれるとき。

なお後熱処理は次の方法で行う。

(i) 加熱

590°C まで速度 167°C/h 以下、

590°C ~ 950°C の間は速度 330°C/h 以下、

(ii) 保持

厚さ 1in (25.4mm) 当り 1h, 少なくとも 2h 以上

(iii) 冷却

950°C ~ 540°C まで、焼入 (非安定化系) または適当な空冷 (安定化系)

540°C より静止空気中で放冷

ただし厚物や断面不揃の溶接物では冷却速度を厚さ 1in 当り 220°C/h 以下に制限する。

#### VII. 溶接部の性質

ステンレス鋼溶接部に必要な性質としては機械的性質と耐食性とが最も重要であるが、そのほかに色、比重、膨脹係数、熱伝導度、電気伝導度、あるいは磁氣的性質が重視されることがある。

\* 科学技術庁金属材料技術研究所 第6部長  
理学博士

## 1. 機械的性質

ステンレス鋼の機械的性質は母材と溶接棒の種類および溶接方法によつてかなり異なるが、正しい溶接と熱処理を行なつた溶接部は母材とほぼ同一の機械的性質を備えている。被覆アーク溶接棒の全溶着金属の機械的性質は表 10 に示したごとくであるが、実際の溶接継手では母材との融合が起るのでやや性質が異つてくる。

(1) マルテンサイト系: この系のステンレス鋼では焼入硬化性があるので共金で溶接すると、溶接のままでは溶着金属も母材の熱影響部も共に硬化して脆くなるがこれを 700°C に焼なましすると延性が回復する。この一例はすでに図 7 に示されたが、この溶着金属に対する化学成分と機械的性質を表 17 に示す。

表 17 マルテンサイト系ステンレス鋼溶着金属の機械的性質<sup>9)</sup>

| 種類  | 全溶着化学成分 (%) |      |      |       |       |      | 組 織 (%)     |                 |         | 機 械 的 性 質                     |                 |           |
|-----|-------------|------|------|-------|-------|------|-------------|-----------------|---------|-------------------------------|-----------------|-----------|
| No. | C           | Mn   | Si   | P     | S     | Cr   | マルテン<br>サイト | フ ェ<br>ラ イ<br>ト | 処 理*    | 引張強さ<br>(kg/mm <sup>2</sup> ) | 伸 び<br>(L/d=5)% | 絞り (%)    |
| 1   | 0.10        | 0.25 | 0.80 | 0.030 | 0.030 | 11.5 | 80          | 20              | Q<br>P  | 132<br>86                     | 3.6<br>13       | 10<br>47  |
| 2   | 0.25        | 0.30 | 0.80 | 0.030 | 0.030 | 13.0 | 100         | 0               | Q'<br>P | 161<br>117                    | 1.2<br>8.7      | 3<br>22.5 |

注) \* Q: 950°C より水焼入れ, Q': 1000°C より水焼入れ, P: 700°C × 1h 焼もどし (空冷)

溶接後の熱処理を省略したいときには、オーステナイト系溶接棒で溶接する。このときは溶着金属は、かなり延性があるが、母材の熱影響部は脆いので、出来れば小径棒 (3~4mm) を用いてできるだけ熱影響部の幅をせまくすると、かなり延性のある継手がえられる。さらによい方法は前出図 15 に示すように、12~14% Cr 鋼の開先表面に 25~20 あるいは 25~12 Cr-Ni 溶接棒で肉盛 (バタリング buttering) して、できれば後熱処理 (700~760°C × 1h/in) してから、これをオーステナイト系溶接棒 (たとえば 18-8 Cr-Ni) で予熱しないで溶接する方法である。これによると溶接継手を後熱しなくても延性のある良好な継手が得られる。

(2) フェライト系: この系のステンレス鋼は化学成分が同一の (共金の) 溶接棒で溶接すれば結果はよろしいが、延性が必要な場合には後熱処理 (700~790°C × 1h/in) を施すほうがよい。

23% 以上の Cr 鋼の溶接には 25~20 や 25~12 Cr-Ni 溶接棒を使用したほうが機械的性質が良好である。フェライト系ステンレス鋼の溶接継手を溶接線に直角に引張ると母材部で切れて継手効率は 100% になる。22% 以上の Cr 鋼の溶接部は 540~815°C 間に 100h 以上の加熱を行なうとシグマ相の析出により脆化する。室温

ではシグマ相析出如何にかかわらず、高クロム鋼の衝撃値が小さいのでシグマ相析出の有無が判別できないが、これを 150°C の高温で試験すると、シグマ相脆化の影響が判別できる。

(3) オーステナイト系: この系の溶接棒の全溶着金属は母材に匹敵する機械的性質を有している。この系は焼入硬化しないので、冷間加工によつて硬化するのみである。したがつて冷間加工されたオーステナイト系ステンレス鋼の溶接部では熱影響部が軟化されて継手効率は母材の冷間加工度に応じて、90~60% 程度に低下する。代表的オーステナイト系ステンレス鋼の化学成分特性、室温機械的性質の比較を表 18 に示す<sup>29)</sup>。また応力破断強さをも示す。表の示すところでは室温の機械的

性質はほぼ同じであるが、高温では 347 型 (18-10Cb) が優れている。しかしこの型は高温延性が非常に低いのが欠点である。347 型ステンレス鋼溶着金属は高温延性に乏しく高温割れを生じやすいから、割れを防ぐため組織中にフェライトを数%含ませる対策が高温使用中のシグマ相脆化を招きやすいことについてはすでにのべた。これらの欠点を除くための研究は世界各国で行われつつある。米国のバブコック社 (Babcock) では火力発電用高温高压の過熱管、蒸気管、タービンに使用する 347 型溶接棒の代りとして Croloy 16-8-2 (Cr-Ni-Mo) 溶接棒を開発し、試作実績からみて、高温用としては 347 型に勝る優秀な成績を示すことを確認している<sup>30, 16)</sup>。この溶着金属は図 29 に示すように、溶接のまま長時間高温に保持してもシグマ相脆化を受けない<sup>12)</sup>。またドイツの Kauhausen は Mn を加えることにより、オーステナイト組織でありながら高温割れを生じ難い優秀な溶接棒 19-13-5 Cr-Ni-Mn の開発に成功している<sup>15)</sup>。

Backcock 社の Wylie らは試作棒として図 30 に示す化学成分の溶着金属について拘束割れ試験、室温引張りおよび衝撃試験ならびに高温のクリープラプチャー試験を行なつて優劣を比較した結果では、割れ難くかつ高温 (730°C) で長時間保持してもほとんど脆化しないで

表 18 オーステナイト系ステンレス鋼商用被覆アーク溶着金属の成分、特性および機械的性質<sup>29)</sup>

| AISI<br>型 | 溶 着 金 属 の 化 学 成 分 <sup>(1)</sup> (%) |      |      |       |       |      |      |       |       |           |
|-----------|--------------------------------------|------|------|-------|-------|------|------|-------|-------|-----------|
|           | C                                    | Mn   | Si   | Cr    | Ni    | Mo   | Cb   | S     | P     | 他         |
| 308       | 0.07                                 | 1.62 | 0.51 | 19.36 | 9.63  | —    | —    | —     | —     | —         |
| 308 L     | 0.04                                 | 0.73 | 0.26 | 18.92 | 10.53 | —    | —    | 0.018 | 0.021 | —         |
| 347       | 0.07                                 | 1.81 | 0.52 | 19.88 | 9.90  | 0.10 | 0.91 | —     | —     | —         |
| 316       | 0.10                                 | 1.94 | 0.59 | 18.68 | 13.82 | 2.09 | —    | —     | —     | —         |
| 318       | 0.07                                 | 1.97 | 0.50 | 19.10 | 12.21 | 2.25 | 0.74 | —     | —     | —         |
| 310       | 0.18                                 | 2.65 | 0.33 | 24.78 | 18.92 | —    | —    | —     | —     | —         |
| 310Cb     | 0.13                                 | 1.84 | 0.65 | 25.36 | 20.25 | —    | 1.20 | —     | —     | —         |
| Inconel   | 0.06                                 | 0.91 | 0.41 | 15.34 | 73.60 | —    | 2.11 | 0.012 | 0.015 | —         |
| Carp. 20  | 0.09                                 | 1.50 | 0.55 | 19.33 | 28.24 | 3.12 | 0.57 | 0.011 | 0.015 | Cu<br>4.8 |

| AISI<br>型 | (ロ) 耐<br>ミクロ割<br>れ | (イ) 応力<br>破断強サ | (ニ) 耐時<br>効脆性 | (ホ) 短時<br>間延性 | (ヘ) 長時<br>間延性 | (ト) 応力<br>除去脆性 | 室 温 機 械 的 性 質 |                                      |                                     |                |              |
|-----------|--------------------|----------------|---------------|---------------|---------------|----------------|---------------|--------------------------------------|-------------------------------------|----------------|--------------|
|           |                    |                |               |               |               |                | (ヲ) 状<br>態    | 引 張<br>強サ<br>kg /<br>mm <sup>2</sup> | 降 伏<br>値<br>kg /<br>mm <sup>2</sup> | 伸<br>び<br>%    | 絞<br>り       |
| 308       | G                  | P              | P             | G             | P             | G              | AW<br>ST      | 58.0<br>53.8                         | 41.5<br>25.8                        | 46.5<br>58.5   | 67.5<br>66.5 |
| 308 L     | G                  | P              | G             | G             | P             | G              | AW<br>ST      | 58.2<br>55.2                         | 33.4<br>27.7                        | 87.0*<br>76.7* | 57.8<br>58.2 |
| 347       | G                  | G              | P             | P             | P             | P              | AW<br>ST      | 70.1<br>59.4                         | 43.2<br>38.0                        | 31.0<br>34.5   | 59.5<br>52.8 |
| 316       | G                  | P              | P             | G             | P             | P              | AW<br>ST      | 65.7<br>59.7                         | 44.3<br>30.2                        | 36.5<br>49.0   | 50.3<br>57.9 |
| 318       | G                  | G              | P             | P             | P             | P              | AW<br>ST      | 53.3<br>55.0                         | 37.2<br>30.2                        | —<br>39.0      | 35.3<br>58.3 |
| 310       | P                  | P              | P             | P             | P             | —              | AW            | 62.9                                 | 39.4                                | 33.0           | 44.0         |
| 310Cb     | G                  | G              | P             | P             | P             | —              | AW            | 74.2                                 | 46.7                                | 24.0           | 32.1         |
| Inconel   | P                  | G              | G             | G             | P             | P              | AW<br>ST      | 68.2<br>67.8                         | 46.0<br>38.3                        | 36.5<br>36.5   | 54.7<br>52.3 |
| Carp. 20  | P                  | G              | P             | P             | —             | —              | AW<br>ST      | 60.8<br>60.5                         | 41.8<br>35.5                        | 22.0<br>33.5   | 38.5<br>52.3 |

註 (1) 溶接棒径とアーク電流…3.2mm (85~95A), 4.0mm (125~135A), 4.8mm (150~160A).

(ロ) G…良, P…ミクロ割れ生じやすい.

(イ) G…347 型と同程度, P…それ以下.

(ニ) G…時効衝撃値 15FT-LB 以上, P…それ以下.

(ホ) G…500 h 以下のラプチャ伸び 10% 以上, P…それ以下.

(ヘ) P…500 h 以上のラプチャ伸び 10% 以下.

(ト) G…拘束溶接の応力除去熱処理後延性増加, P…減少.

(ヲ) AW…溶接のまま, ST…溶体化処理.

\* 溶接継手横引張試験片の GL 1/2" 間の伸び.

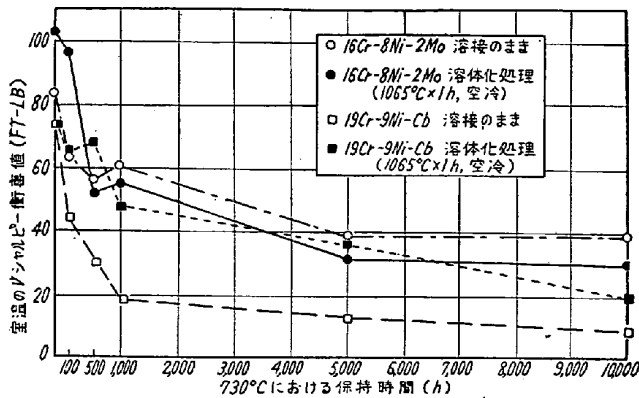


図29 16-8-2 および 19-9-Cb 溶着金属のシグマ相脆化によるVシャルピー衝撃値低下<sup>12,29)</sup>.

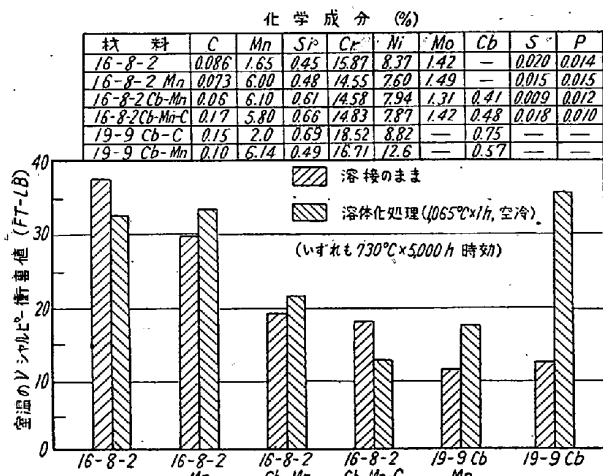


図30 各種試作溶着鋼の 730°C×5000h 時効後のVシャルピー衝撃値の比較<sup>29)</sup>.

かつ高温強さと延性がともに優れた溶接棒として16-8-2 Cr-Ni-Mo 棒を推奨している<sup>29,30)</sup>。またこれに6% Mnを加えた 16-8-2 Mn も良好な成績を示すことを報告している。しかしこれらの溶接棒の強腐食性の媒質に対する耐食性や高温の耐酸化性は 316 型に比較するとやや弱いことが示されている<sup>30)</sup>。

オーステナイト系ステンレス鋼はまた液体空気の低温における各種容器に使用される。これは他の系のステンレス鋼にくらべて低温の切欠衝撃値が優れているためである。表 19 はオーステナイト系ステンレス鋼の被覆アーク溶着金属の低温におけるキーホール・シャルピー衝撃値に対する熱処理の影響を調べたもので、これによると室温では溶接のまま、応力除去 (650°C×2h)、および焼入れ状態の何れにおいてもほぼ同じ衝撃値を示すのに反し、低温 (−196°C) の衝撃値は応力除去 (650°C×2h) あるいは安定化処理 (845°C×2h) の後熱処理を施した場合はいちじるしく低下することが明瞭でとくに Mo の入った 316型ではこれがいちじるしい<sup>10)</sup>。またオーステナイト系地中のフェライトが多いほどこの傾向が

表 19 オーステナイト系ステンレス鋼溶着金属の低温衝撃値によらず熱処理の影響<sup>10)</sup>。

| 溶着金属 | 熱処理 (イ) | フェライト % | キーホールシャルピー衝撃値 (ロ) ft-lb |       |        |
|------|---------|---------|-------------------------|-------|--------|
|      |         |         | 室温                      | −75°C | −196°C |
| 301  | AW      | —       | 36                      | 21    | 5      |
| 302  | AN      | —       | 41                      | 30    | 24     |
| 304  | AW      | —       | 35                      | 30    | 26     |
| 304  | AN      | —       | 34                      | 26    | 20     |
|      |         |         | 44                      | 40    | 35     |
| 308  | AW      | —       | 32                      | 23    | 17     |
| 310  | AN      | —       | 36                      | 30    | 24     |
|      | AN      | —       | 32                      | 28    | 19     |
| 316  | AW      | 0.5     | 30                      | 26    | 18     |
|      | SR      | —       | 32                      | 25    | 13     |
|      | SB      | —       | 28                      | 21    | 13     |
|      | AN      | —       | 34                      | 29    | 22     |
| 316  | AW      | 8.0     | 31                      | 28    | 18     |
|      | SR      | —       | 26                      | 17    | 7      |
|      | SB      | —       | 11                      | 7     | 3      |
|      | AN      | —       | 37                      | 33    | 25     |
| 317  | AW      | 2.0     | 21                      | 16    | 11     |
|      | AN      | —       | 21                      | 16    | 14     |
| 317  | AW      | 5.5     | 11                      | 7     | 4      |
|      | AN      | —       | 11                      | 6     | 3      |
| 318  | AW      | 0       | 27                      | 22    | 15     |
|      | SR      | —       | 21                      | 26    | 24     |
|      | SB      | —       | 21                      | 15    | 13     |
|      | AN      | —       | 31                      | 26    | 20     |
| 318  | AW      | 0.5     | 20                      | 16    | 11     |
|      | SR      | —       | 19                      | 15    | 9      |
|      | SB      | 0       | 9                       | 7     | 5      |
|      | AN      | —       | 25                      | 20    | 15     |
| 347  | AW      | 0       | 27                      | 22    | 20     |
|      | SR      | —       | 26                      | 20    | 13     |
|      | SB      | —       | 22                      | 15    | 14     |
|      | AN      | —       | 25                      | 25    | 18     |
| 347  | AW      | 3.5     | 30                      | 25    | 18     |
|      | SR      | —       | 25                      | 15    | 11     |
|      | SB      | —       | 20                      | 16    | 14     |
|      | AN      | —       | 26                      | 25    | 24     |

注: (イ) 熱処理

AW: 溶接のまま

AN: 焼なまし ((1065°C×1/2 h, 水焼入れ)

SR: 応力除去 (650°C×2 h 空冷)

SB: 安定化処理 (845°C×2 h 空冷)

(ロ) 2~6 個の試験片の平均

強い。これは後熱処理によるシグマ相脆化によるものと考えられる。なお圧延母材は完全オーステナイト組織であるがこれの低温靱性は 700~870°C の熱処理によつて低下することはあまりないものである。イナートガスアーク溶接継手の機械的性質は被覆アーク溶接のそれとほとんど差がない。図 31 は各種のオーステナイト系ステンレス鋼 MIG 溶着金属のキーホールシャルピー衝撃値

を室温から低温まで比較したものである<sup>31)</sup>。また図 32 は 316 型 (18-12Mo) の MIG 溶着金属の衝撃値におよぼす後熱処理の影響を比較したもので、被覆アーク溶接の場合と同様に応力除去 (704°C × 2h, 空冷) および安定化処理 (843°C × 2h 空冷) を施したものは一般にいちじるしく低下している<sup>31)</sup>。要するに低温の靱性が要求されるオーステナイト系ステンレス鋼の溶接部は、靱性の点からみると応力除去熱処理は行なわない方がよく、耐食性の点からどうしても後熱処理が必要ならば 1040°C 以上の熱処理(焼入)が最も望ましい。

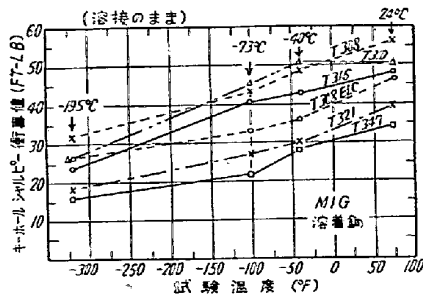


図31 各種のオーステナイト系ステンレス鋼 MIG 溶着金属 (溶接のまま) の低温衝撃値<sup>31)</sup>。

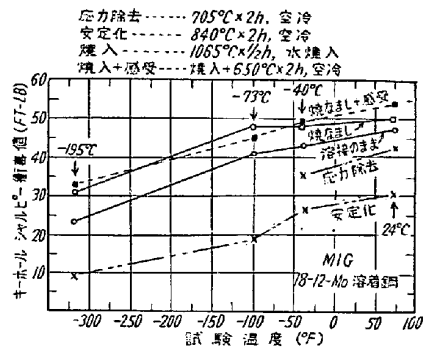


図32 316 型 (18-12-Mo) 溶着金属の低温キーホールシャルピー衝撃値におよぼす熱処理の影響<sup>31)</sup>。

## 2. 耐食性

(1) 概説: ステンレス鋼の耐食性はその組成、顕微鏡組織、熱処理、塑性加工、内部応力の状態によつて変化するが、腐食媒質の種類、温度および保持時間によつて大きく影響される。また溶接部は化学成分と顕微鏡組織の異なる材質が集まっているから、母材に比べて耐食性が低下し溶接部に選択的腐食が起ることが多い。

(2) オーステナイト系: オーステナイト系ステンレス鋼の溶接部の腐食については、すでに第Ⅱ章の(4)項で述べたから、ここではそれ以外の事項を説明する。

オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属は溶接割れを防ぐために顕微鏡組織中に普通は 2~10% のフェライトを含んでいる。しかし米国での実験によると、18-8 Cr-Ni 鋼内にフェライトが存在しても、65% 沸騰硝酸液による腐食試験 (Huey 試験) では悪影響がないと報ぜられている。図 33 は 6 種のオーステナイト系ステンレス鋼の MIG 溶接金属と母材ならびに継手の Huey 試験の結果である<sup>31)</sup>。溶接のままの溶着金属は母材と同程

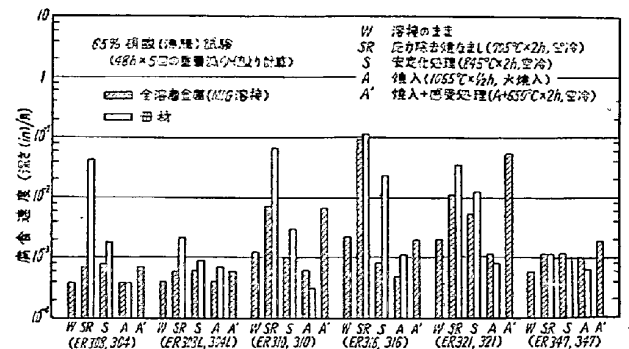


図33 オーステナイト系ステンレス鋼の MIG 溶着金属 Huey 試験 (65% 沸騰硝酸液による) 腐食速度におよぼす溶接後熱処理の影響<sup>31)</sup>。

度の腐食速度 (深さ吋/月) を示すが応力除去 (705°C × 2h) および安定化処理 (845°C × 2h) によつて溶着金属ならびに母材の腐食が大いに増加する。しかし 304L と 347 型ではその影響が比較的少ない。被覆アーク溶着金属の腐食についても、上図とほぼ同一の結果が得られている。図 33 と同一の MIG 突合せ溶接金属を 1:8 の硫酸銅-硫酸沸騰腐食試験 (500h) の結果を表 20 に示す<sup>31)</sup>。試験片は 500h の浸漬後取り出して 4.8mm の直径のピンの周りに曲げ試験して表面にあらわれた小さな割れの有無を調べたものである。なお熱硝酸と多くの有機酸に対する耐食性が優れているために最近化学工業用によく用いられているステンレス鋼 No. 20 (20-29-3Mo-3Cu) と No. 20 Cb (20-29-3 Mo-Cu-Cb) ステンレス鋼の溶着金属の腐食におよぼす後熱処理の影響を図 34 に示す<sup>32)</sup>。腐食液の種類によつて影響が異つて表われている。

(3) 応力腐食割れ: オーステナイト系ステンレス鋼溶接部の応力腐食割れについては第Ⅱ章 (4) で述べられている。溶接部の応力腐食割れを防ぐには残留応力除去の熱処理を行なうことが望ましい。たとえば表 21 は 154°C の塩化マグネシウム液中の 347 型 (18-10Cb) と 316 型 (18-12 Mo) の応力腐食割れにおよぼす熱処理の影響である<sup>33)</sup>。745°C 以上の応力除去焼なましによつて溶接部の残留応力が 6 kg/mm<sup>2</sup> 以下に減じかつ応力腐食割れが起り難くなることが示されている。ただし 650°C の焼なましは応力除去にもまた腐食割れ防止にも無効である。

## VIII. 異種金属の溶接

### 1. 概説

ステンレス鋼は高価なので高級なオーステナイト系 Cr-Ni 鋼の使用はなるべく局限して、その他をより安価な Cr 鋼、フェライト系合金はあるいは、炭素鋼で

表 20 オーステナイト系Cr-Ni 溶着金属 (MIG 溶接) の耐食性 (1:8 沸騰硫酸銅+硫酸液, 500h 試験後)<sup>31)</sup>

| 溶 着 鋼                       | (19-9)<br>308 型 | (19-9ELC)<br>308L 型 | (25-20)<br>310 型 | (18-12Mo)<br>316 型 | (18-10Ti)<br>321 型 | (18-10Cb)<br>347 型 |
|-----------------------------|-----------------|---------------------|------------------|--------------------|--------------------|--------------------|
| 試 験 片 No.                   | A B C           | A B C               | A B C            | A B C              | A B C              | A B C              |
| 溶接のまま                       |                 |                     |                  |                    |                    |                    |
| 粒間腐食                        | — N N           | — N N               | — XX XX          | — N N              | — N N              | — N N              |
| 毛 割 れ                       | N N N           | N N N               | N XX XX          | N N S              | S N S              | X S N              |
| 曲げ角度                        | 180 180 180     | 180 180 180         | 180 85 180       | 180 180 180        | 180 180 180        | 130 180 180        |
| 応力除去<br>(705°C×2h, 空冷)      |                 |                     |                  |                    |                    |                    |
| 粒間腐食                        | — N N           | — N N               | — XX XX          | — X X              | — N N              | — N N              |
| 毛 割 れ                       | — S S           | — S S               | — XX XX          | S X X              | — S N              | — XX X             |
| 曲げ角度                        | — 180 180       | — 180 180           | — 95 80          | 124 115 135        | — 180 180          | — 135 105          |
| 安定化処理<br>(845°C×2h, 空冷)     |                 |                     |                  |                    |                    |                    |
| 粒間腐食                        | — N N           | — N N               | — X X            | — N N              | — N N              | — N N              |
| 毛 割 れ                       | — N N           | — S S               | — XX XX          | X S S              | — S S              | — XX XX            |
| 曲げ角度                        | — 180 180       | — 180 180           | — 95 100         | 115 180 180        | — 180 180          | — 105 180          |
| 溶体化, 焼入れ (1065°C×1/2h, 水焼入) |                 |                     |                  |                    |                    |                    |
| 粒間腐食                        | — N N           | — N N               | — N N            | — N N              | — N N              | — N N              |
| 毛 割 れ                       | — N N           | — N S               | — XX X           | X N S              | — N N              | — XX X             |
| 曲げ角度                        | — 180 180       | — 180 180           | — 180 180        | 165 180 180        | — 180 180          | — 180 180          |
| 焼入+感受処理<br>(650°C×2h, 空冷)   |                 |                     |                  |                    |                    |                    |
| 粒間腐食                        | — N N           | — N N               | — XX XX          | — S S              | — N N              | — N N              |
| 毛 割 れ                       | — S S           | — S S               | — XX XX          | S S S              | — S S              | — XX S             |
| 曲げ角度                        | — 180 180       | — 180 180           | — 80 75          | 180 180 180        | — 180 180          | — 155 180          |

註: A…試験片は腐食液につけないで, BとCを 500h 試験した。

N…粒界腐食または毛割れの無いもの。

S…軽微な粒界腐食または長さ 1.6mm 以下の毛割れ。

X…過度の粒界腐食または長さ 1.6mm 以上の毛割れ。

XX…Xのうち特にいちじるしく劣るもの。

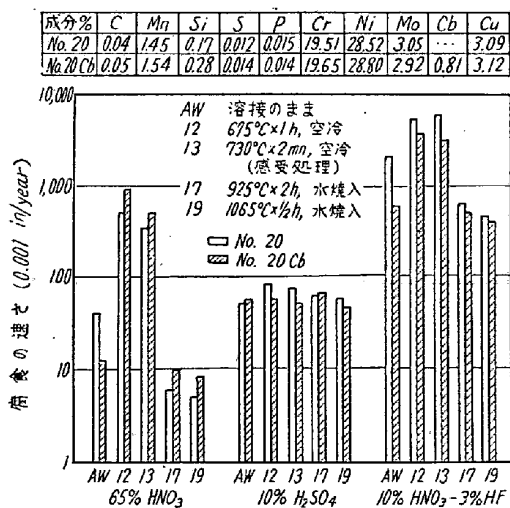


図34 ステンレス鋼 No.20(20-29-3Mo-3Cu) と No.20 Cb 溶着金属の熱処理と耐食性<sup>32)</sup>。

代用することが多く, したがって両者間の異種材料継手が必要となる<sup>34)</sup>。またマルテンサイト系およびフェライト系ステンレス鋼の溶接にオーステナイト系溶接棒がよく使用される。このような異種金属の溶接継手では, 溶着金属は母材のためにその化学成分が稀釈され, その機

械的性質と耐食性が母材とかなり異ってくるから, 母材の化学成分と溶込み量に応じて適当な溶接棒の選択が必要になる。異種金属の溶着部の化学成分と組織を

推定するにはシェーラーの組織図がよく用いられる。たとえば図 35 において軟鋼上に 18-8 Cr-Ni 溶着金属 (deposited metal) のビードをおいた場合そのビードの体積がたとえば母材から 40% 棒から 60% きたとすれば溶接金属 (weld metal) の Cr と Ni の量はそれぞれ

$$0.6 \times 18 + 0.4 \times 0 = 10.8\% \text{ (Cr)}$$

$$0.6 \times 8 + 0.4 \times 0 = 4.8 \text{ (Ni)}$$

となつて, 図中の黒丸印, すなわち軟鋼と 18-8 の成分点を結ぶ直線上で稀釈率 40% の数値に相当するW点の

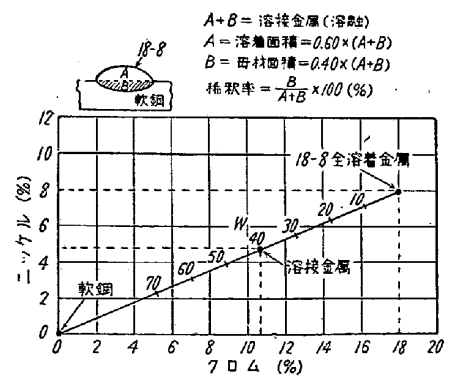


図35 溶接金属の成分と稀釈率

表 21 154°C MgCl<sub>2</sub> 液中の 347 および 316 型の  
応力腐食割れに及ぼす応力除去温度の影響<sup>33)</sup>

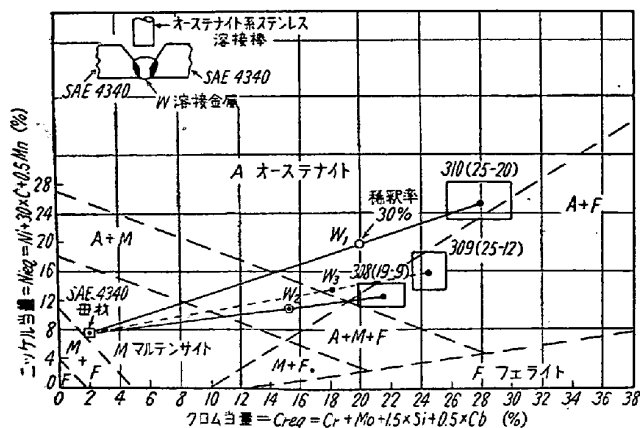
| 鋼 種<br>AISI | 熱 処 理         | 残留応力<br>kg/mm <sup>2</sup><br>円周縦方<br>方向向 | 割れ発生までの<br>時間 h |
|-------------|---------------|-------------------------------------------|-----------------|
| 347         | 硬引きのまま        | 32.4 48.5                                 | 7.5             |
| 〃           | 540°C 24 h 空冷 | —                                         | 7.5             |
| 〃           | 650 0.5 〃     | —                                         | 22              |
| 〃           | 650 8 〃       | —                                         | 14.5            |
| 〃           | 745 0.5 〃     | 1.3 5.9                                   | 245 小キレツ 1 個    |
| 〃           | 745 0.5 炉冷    | —                                         | 292 〃           |
| 〃           | 870 0.5 空冷    | —                                         | 292 割れない        |
| 〃           | 870 0.5 炉冷    | —                                         | 292 〃           |
| 〃           | 870 24 空冷     | —                                         | 292 〃           |
| 316         | 1/4 H 硬引きのまま  | 36.9 14.2                                 | 7.5             |
| 〃           | 540°C 24 h 空冷 | 31.2 —                                    | 7.5             |
| 〃           | 650 0.5 〃     | 27.5 —                                    | 7.5             |
| 〃           | 650 8 〃       | —                                         | 14.5            |
| 〃           | 745 0.5 〃     | 18.8 —                                    | 22              |
| 〃           | 745 0.5 炉冷    | 16.2 —                                    | 22              |
| 〃           | 745 8 空冷      | 〃                                         | 22              |
| 〃           | 790 0.5 〃     | 7.3 —                                     | 24              |
| 〃           | 840 0.5 〃     | 2.5 —                                     | 240 割れない        |
| 〃           | 870 0.5 〃     | 2.5 5.8                                   | 292 〃           |
| 〃           | 870 0.5 炉冷    | —                                         | 292 〃           |
| 〃           | 870 24 空冷     | —                                         | 292 〃           |

試験片は 0.9mm 厚×15mm 外径の溶接円管および引抜管

| 成分%   | C    | Mn   | Si   | Cr    | Ni    | Cb   | Mo   |
|-------|------|------|------|-------|-------|------|------|
| 347 型 | 0.05 | 1.50 | —    | 18.86 | 10.74 | 0.88 | 0.08 |
| 316 型 | 0.05 | 1.42 | 0.48 | 17.62 | 10.55 | —    | 2.76 |

化学成分となる。

他の一例として強靱鋼の溶接の場合を考えよう。たとえば航空機用によく用いる SAE 4340 (0.4% C, 1.8% Ni, 0.8% Cr, 0.25% Mo) の Ni-Cr-Mo 強靱鋼の溶接を 19-9 (308 型), 25-20 (310 型), および 25-12 (309 型) ステンレス鋼溶接棒を使用して, 溶込率 (稀釈率) 30%で行なった場合の溶接金属 W の溶着のままの組織は図 36 のように 310 型と 309 型の場合には, オーステ

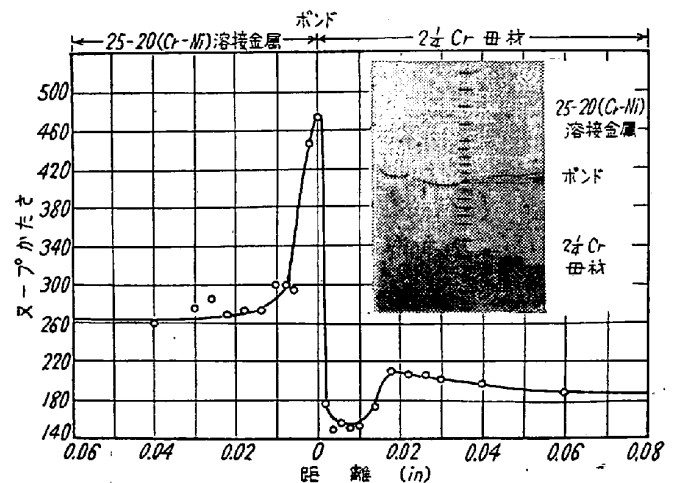
図 36 オーステナイト系ステンレス鋼溶接棒による  
強靱性 SAE 4340 鋼の溶接金属の成分。

ナイト組織であるが, 308 型の場合には, オーステナイトとマルテンサイトの混合組織となつて, 硬くかつ割れやすくなることがわかる。

また 19-9 (308 型) の場合でも, 稀釈率を約 10% にすれば溶着金属はほぼオーステナイトとフェライトの混合組織となつて割れ難くなることがわかる。実際には 25-20 Cr-Ni 溶接棒よりも 25-12 あるいは 25-9 Cr-Ni 溶接棒を用いるほうが溶接割れを起し難く好都合である。

## 2. 炭素の移動

異種金属の溶接境界 (ボンド) の両側の化学成分が異なる場合には, 適当な高温に加熱すると境界面を横切つて炭素の移動 (carbon migration) が起る。たとえば 2 1/4 Cr 鋼上の 25-20 溶着金属を 705°C に 48 h 加熱したのちのボンドに直角な線上のかたさ分布を図 37 に示す<sup>34)</sup>。ボンド付近の約 0.2mm 巾のいちじるしい硬化層は, 炭素がオーステナイト溶着金属に移動した結果いちじるしい炭化物の析出を起した結果と考えられ, かつフェライト鋼 (2 1/4 Cr) 側には巾約 0.3mm の薄層が脱炭により軟化している。この部分に応力がかかると, この軟化部に割れが生じやすい。

図 37 705°C に 48 h 加熱した異材継手の炭素の  
移動の結果生じたヌープかたさ分布<sup>34)</sup>。

一般に 2 1/4 Cr-1Mo 鋼管と 19-9 Cb の溶接部では 565°C で 500~1000 h の長時間の加熱によつて炭素の移動が認められるようになり, 730°C の加熱では 10~15 mn で同程度の移動が生じ, フェライト鋼の A<sub>3</sub> 変態温度直下で最高に達し, 変態点以上では, ボンドの両側がともにオーステナイトになるので, 炭素の移動はほとんど起らなくなる。なおついでながら, ステンレスクラッド鋼では炭素の移動を防ぐために境界面にニッケルの薄層をはさんで接着させるのが普通である。

### 3. 熱応力破壊

ステンレス鋼の異種継手では、膨張係数が違うので、この部分が加熱されると、大きい熱応力が発生し、とくに急激な温度変化の場合には、熱衝撃(thermal shock)によつて合金鋼の焼割れに似た割れが発生し、また普通の温度変化でも、それが数十回または数百回と繰返されると熱疲れ(thermal fatigue)によつて割れが発生する<sup>35)</sup>。これは普通の高温疲れ(fatigue at high temperature)とは異なるもので、後者は高温における外的荷重の変化にもとづくものであり、前者は温度変化に伴う内部熱応力による一種の熱脆化である。

熱衝撃と熱疲れによる割れは、併せて熱応力破壊といふことができるが、とくに火力発電、各種ボイラ、ガスタービン、ジェットエンジン、ミサイル、原子炉などの温度変化を伴ないやすい溶接構造物にとつては特に重要な現象である。たとえば図 38 は  $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼管と 347 型ステンレス鋼溶接金属との継目が、590°C と室温

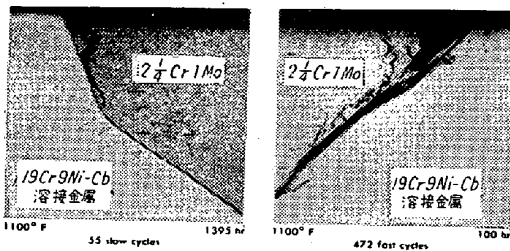


図38  $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼パイプと 19-9 Cb 溶接金属との境界に生じた熱疲れ割れ (590°C と室温との繰返回数、左緩変化 55 回 1395 h, 右急変化 472 回 100 h ×100 (2/3))

との間の繰返し温度変化を受けた結果生じたボンドに沿う割れである<sup>36)</sup>。割れはフェライト側に発生している。これはフェライト鋼のほうが延性に乏しいこと、また応力がかかった状態の下での酸化(応力酸化)をうけやすいこと、並びに炭素の移動による脱炭現象などに原因している。一つの対策としては、フェライト鋼とほぼ等しい膨張係数をもつ溶着金属たとえば 50Ni-10Cr-CbTa がきわめて有効なことが示されている<sup>36)</sup>。このほか 347 型ステンレス鋼どうしの継手でも 550°C~600°C の高温使用中に溶接トウ(止端)部では応力集中の結果そこが局部的にクリープして応力破断を起し、表面のトウ部からボンドに沿って粒界破断が起ることが知られている。これを防ぐには 347 型 (18-10 Cb) よりも高温延性の優れた 16-8-2 Cr-Ni-Mo 鋼母材のほうが優れていることはすでに述べた。

## IX. クラッド鋼の溶接

### 1. 概説

炭素鋼の表面にステンレス鋼板を密着させたクラッド鋼を用いて化学工業用の圧力容器を作ることが、最近盛んに行なわれるようになった。とくに原子動力炉では板厚 100mm あるいは 200mm のボイラ用鋼板に、AISI 304, 304L あるいは 347 型のステンレス鋼板(板厚 6~10mm)をクラッドした鋼材を溶接して高温高圧の原子炉容器を作っている。その溶接にあたっては、溶接棒の選択、開先加工、溶接条件、応力除去焼鈍、非破壊検査などについて困難な問題がある。とくに大型の圧力容器では製作中または炉停止時の脆性破壊事故を防止するために、切欠靱性に優れた炭素鋼裏板が必要であるが、従来のボイラ用規格材は切欠靱性の点では一般に劣っているので、新しい高張力低合金鋼のクラッド鋼の出現が望まれている。

### 2. クラッド鋼の性質

クラッド鋼は炭素鋼の表面にその厚さの 10~20% の厚さのステンレス鋼を高温で鍛接または室温で肉盛あるいは点溶接によつて造ることが多い。高温圧延で造つたものは、接着部は 30~40 kg/mm<sup>2</sup> のせん断強さを有し、小さい試験片は、600°C と室温間の加熱水冷を数百回繰返しても剝離しないのが普通であるが、厚板クラッド鋼では接着の良否を丁寧に超音波検査によつて確認している。

オーステナイト系ステンレスクラッド鋼では、炭素鋼側よりも、ステンレス鋼側が膨張係数が約 50% 大きい。クラッド鋼の残留応力除去温度は炭素鋼に対する 600~650°C と同じでよいが、この温度で残留応力が零であつても、冷却すればステンレス側に引張残留応力が発生する。すなわち普通のオーステナイト系クラッド鋼厚板では、300°C では、1.5~3.0 kg/mm<sup>2</sup>、室温では約 30 kg/mm<sup>2</sup> の大きい引張応力が残留する。そしてこのため応力腐食を起す危険がある。この残留応力は、普通の応力除去焼なましでは防止できないから、低温応力除去法によらなければならないが、オーステナイト系ステンレス鋼は軟鋼のような平坦な降伏特性をもたないから、低温応力緩和は十分期待できない。

### 3. 溶接

クラッド鋼の溶接には図39に示すように板厚が 6mm 以下では、オーステナイト系溶接棒のみを用いるが、それ以上の厚板には、フェライト棒とステンレス棒を併用する。継手形状と溶接順序の数例を図 40 に示す。なおこれらの両図では両側から溶接が可能な場合が示されている。クラッド鋼の溶接は普通図 39 に示すように先ず炭素鋼裏板を溶接したのち、ステンレス側を溶接して

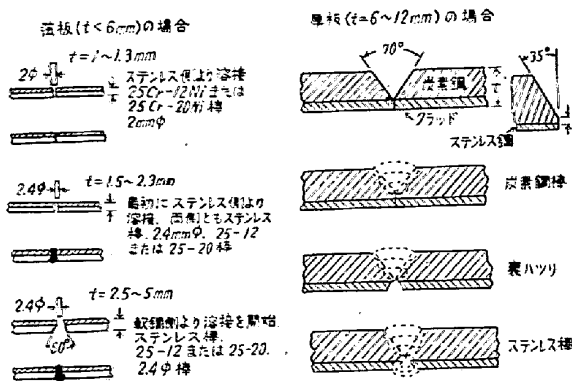


図39 ステンレスクラッド鋼の溶接方法

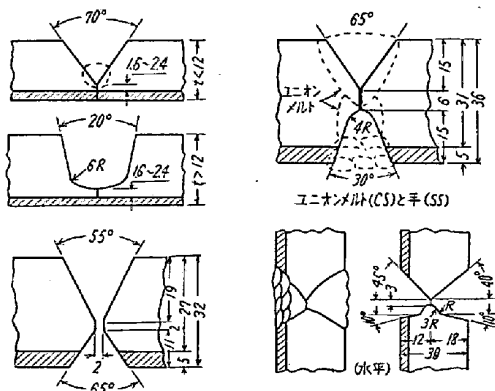
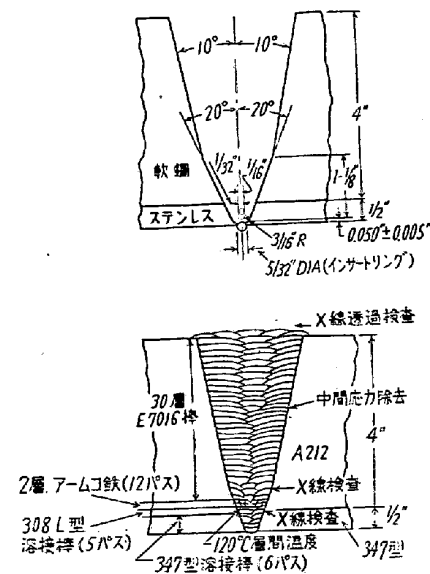


図40 クラッド鋼原板の継手形状の数例

仕上げるのが常道であるが、原子炉圧力容器やパイプでは内側からの溶接が不能な場合があり、そのときはクラッドのステンレス鋼部分の溶接が最初に行なわれなければならない。一例として米国の均質型試験原子炉(HRT)用の炉心圧力容器は、厚さ 10mm の AISI 347 型ステンレス鋼 (18-10 Cb) をクラッドした厚さ 100mm

(4 in) のボイラ用炭素鋼板 (AS-TM A212 B 級) 製の二つの半球を溶接して直径 1.52 m の球状容器に工作したものである。その場合の溶接には図41の開先と積層順序が用いられ、つぎに述べるような慎重な施工方法が採用された<sup>37)</sup>。

まず内側にクラッドした 347 型ス

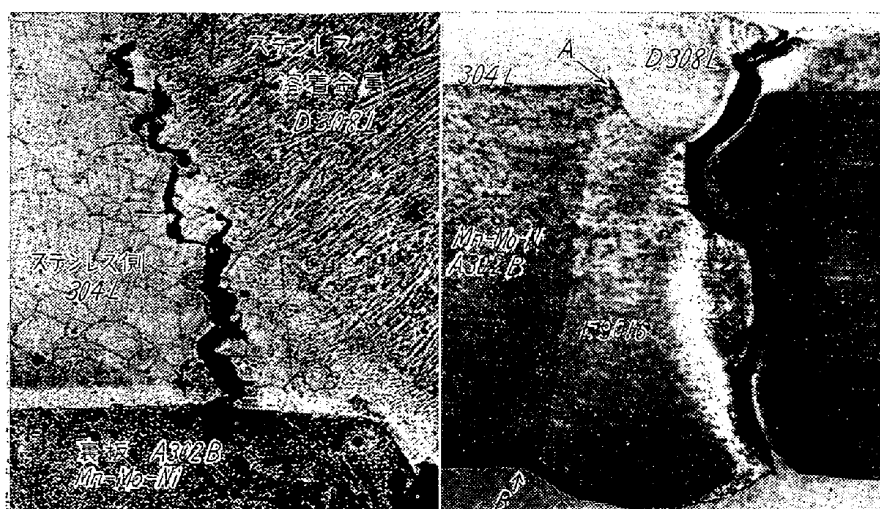
図41 HRT原子炉圧力容器クラッド鋼厚板の円周密閉溶接の開先と積層順序<sup>37)</sup>。

テンレス鋼の第一層溶接は合金のインサートリングをイナートガス・タングステン・アークで溶かして溶接した。はじめの3層終了後X線で透過検査し、また各層ごとに染色透過検査を行なつて、割れ、スラグ巻込み、気泡などの溶接欠陥の防止と除去に努めた。炭素鋼との境界面付近は 308L 型 (18-8 極低炭素) 溶接棒およびアームコ鉄心の溶接棒を用いて数層の溶接を行ない、ステンレス鋼から炭素鋼への移行がなるべく連続的にいぐようにした。炭素鋼の部分は E7016 型の低水素系高張力鋼用溶接棒を用いて 30 層におよぶ手溶接を行なつた。その途中でX線透過検査および中間応力除去焼なましを行なつた。この中間焼なましでは溶接部を中央に上下の巾 500mm にわたつて局部的に誘導加熱し、毎時 45°C 以下の温度上昇で 525±15°C まで加熱し、そこで 10 時間保持したのち毎時 55°C 以下の速さで徐冷した。この際には圧力容器の内側にはイナートガスを満して酸化を防いだ。溶接完了後の応力除去では 25 時間保持した。また球心に置いた Co<sup>60</sup> の放射線による透過検査を行なうとともに超音波探傷器によつて溶接部を検査した。ついで操業圧力の 2 倍の圧力 280 気圧の水圧テストを行ない、さらにヘリウム・リーク・ディテクターによる漏洩試験を行なつた。

一般のクラッド鋼の溶接棒としては、板厚 25mm 以上の裏板にはその材質に応じて軟鋼または低合金高張力鋼の低水素系溶接棒が使用される。板厚が 30~40mm よりも厚いときは、75~150°C の予熱と層間温度が望ましい。しかし 25mm 以下の厚みでは必ずしも低水素系の棒でなくてもよい。またステンレス側には、25-20, 25-12 Cr-Ni などの溶接棒を用いる<sup>38)</sup>。

#### 4. 熱脆化

ステンレスクラッド鋼の溶接部には炭素鋼母材とステンレス鋼母材ならびにこれに応ずる溶着金属が隣接して複雑な異材継手になっている。この継手が高温で荷重をうけると、炭素鋼側が始めにクリープしやすいので、異材の接合 3 重点 (ステンレス鋼溶接金属のボンド(境界)と、母材の裏板とステンレス表板の境界が交る点) に大きい引張応力がかかり、ここから破壊 (クープラプチャー) が起きやすい。この破壊の実例はすでに報告<sup>39)</sup>されているが、最近原子炉の圧力容器に厚さ 100~200mm 程度のステンレスクラッド鋼の超厚板が溶接されるようになって、この種の継手の高温におけるクリープラプチャー特性が重要になつてきた。これはたとえ外部荷重による応力は小さくても、温度変化に伴う熱応力は容易に降伏点に近い大きになり、継手のクリープを誘発しや



(b) A印の割れのマクロ組織  $\times 100$  (2/3) (a) 割れAおよびBを示すマクロ組織 (板厚38mm)  $\times 2$  (2/3)

図42 クラッド鋼厚板溶接部のクリープラプチャーの一例

(裏板 ASTM A302B, ステンレス側 304L, 溶接棒はそれぞれ E9016 と D308L) ( $600^{\circ}\text{C} \times 19\text{h}$ , 応力  $18\text{kg}/\text{mm}^2$ )

すいからである。

図 42 は筆者らの実験結果の一例(近く発表の予定)であるが、厚さ 32mm の ASTM A302B 材 (Mn-Mo-Ni) ボイラ用  $60\text{kg}/\text{mm}^2$  高張力鋼) に厚さ 6mm の 304L ステンレス鋼をクラッドした厚板の突合せ継手引張試験片 (断面  $38 \times 40\text{mm}$ , 標点距離 150mm, 全長 700mm) を 40 トンの大型ラプチャー試験機でクリープ破壊させた状況である。第1の破壊は3重点 (図のA印) から発生しステンレス側の粒界破断を起しており、第2の破壊は裏板の溶接トウ部 (図のB印) から起りやすい。何れも応力集中の結果起る局部的ラプチャーである。この種の破壊試験は丸棒試験片を用いる普通の小型試験機では行なうことができない。筆者らは引続いて異材継手の高温性能を向上させるための研究を続行中である。

## 5. ライニング

ステンレスクラッド鋼を用いる代りに炭素鋼容器の内壁にステンレス鋼の薄板を内張り (ライニング lining) することが多い。この場合には図 43 のような方法が用いられるが、このときは耐食性を損わないために、なる

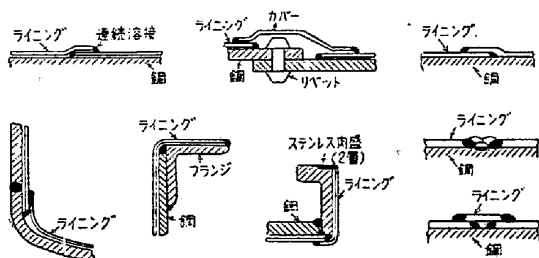


図43 ライニング

べく裏板の溶込みがクラッド側の表面に出ないように溶接することが重要である。

ライニングには薄板を抵抗溶接で裏板に溶接することもあるが、また原子炉用などの肉厚のライニングには、シリーズアーク式のサブマージドアーク溶接法を用いて肉盛することもきわめて有効である。(昭和34年9月寄稿)

## 文 献

現在ステンレス鋼の溶接に関して比較的によくまとめられているのは

長谷川正義編 “ステンレス鋼便覧”

(1959) (日刊工業新聞社) 1294ページ

中の “ステンレス鋼の溶接、ろう付け、溶着、溶断” (642~740) である。

また拙著 “最新溶接ハンドブック”

(1960) (山海堂) の第12章 (517~616

ページ) にも詳述されている。

また研究報告の複写集として完璧なものは日本溶接協会 耐熱材料溶接研究委員会編: “耐熱材料溶接文献集” 第1巻~第9巻である。このうち Vol. 3~Vol. 8 にステンレス鋼の溶接に関する文献が多数網羅されている。

次に本文中に引用した主要文献を示す。

- 1) Thielsch, H.; “Stainless Steel—Welding Summary” Welding J., 34 (1955) No.1, 22s~30s.
- 2) ARMCO; “Welding and Soldering of Armco-Stainless Steels,” (1955), 1~53.
- 3) AMS, Metals Handbook (1948); “Stainless Steels,” 549~586
- 4) 初田数衛: “新しいオーステナイトステンレス鋼 Type 201, 202 の溶接について”, 溶接界, (1959) No.7, 403~409.
- 5) Linnert, G. E.; “Welding Precipitation-Hardening Stainless Steels,” Welding J., 36 (1957) No.1, 9~29.
- 6) AMS, Metals Handbook 1954 Supplement; “Stainless Steels”, 34~41.
- 7) Grodner, A.; “Stainless Steel for Pressure Vessels”, Weld. Res. Council, Bull. No.31 (1956), 1~20.
- 8) Bain, Aborn, Rutherford; Trans. ASST, 21 (1933), 481.
- 9) Thielsch, H.; “Physical and Welding Metallurgy of Chromium Stainless Steels”, Welding J., 30 (1951) No.5, 209s~250s.
- 10) Thielsch, H.; “Physical Metallurgy of Austenitic Stainless Steels”, Welding J., 29

- (1950) No.12, 577s~621s. または Schaeffler, A. L.; Metal Progress, 56 (1949), 680.
- 11) Poole, L. K.; "The Incidence of Cracking in Welding Type 347 Steels," Welding J., 32 (1953) No.8, 403s~412s.
- 12) Carpenter, O. R. and Wylie, R. D.; "16-8 2 Cr-Ni-Mo for Welding Electrode," Metal Progress, 35 (1956) No.11, 65~73.
- 13) Hoerl, A. and Moore, T. J.; "The Welding of Type 347 Steels," Welding J., 36 (1957) No.10, 442s~448s.
- 14) Rollason, E. C. and Bystram, M. C. T.; "Hot-Cracking of Austenitic Welds with Special Reference to 18-13-1 Cr-Ni-Nb Alloy," J. Iron & Steel Inst., (1951) No.12 347~352.
- 15) Kauhausen, E. and Vogels, H. A.; "Successful Manufacture and Use of All-Austenitic Welding Electrodes," Metal Progress (1955) No.1, 129~136.
- 16) Soldan, H. M. and Mayne, C. R.; "Ductility Related to Service Performance of Heavy-Wall Austenitic Pipe Welds," Welding J., 36 (1957) No.3, 141s~150s.
- 17) Nippes, E. F., Savage, W. F., Bastian, B. J., Mason, H. F., and Curran, R. M.; "An Investigation of the Hot Ductility of High Temperature Alloys," Welding J., 34 (1955) No.4, 183s~196s.
- 18) Heuschkel, J.; "Time-Temperature Dependence of Austenitic Stainless-Steel Welded Joint Components," Welding J., 35 (1959) No.12, 569s~581s.
- 19) 鈴木春義, 馬田豊明, 中村治方; "原子炉用ステンレス鋼の溶接熱サイクル途上における高温延性に関する研究", 金属材料技術研究所報告, 2 (1959) No.1, 67~75.
- 20) Curran, R. M. and Rankin, A. W.; "Welding Type 347 Stainless Steel for 1100°F Turbine Operation," Welding J., 34 (1955) No.3, 205~213.
- 21) Henry, O. H., Cordovi, M. A. and Fischer, C. T.; "Sigma Phase in Austenitic Stainless Steel Weldments," Weld. J. 34 (1955) No.2, 75s~81s.
- 22) Thielsch, H.; "Welding Processes and Procedures Employed in Joining Stainless Steels," Weld. Res. Council, Bull. No.14 (1952), 1~47.
- 23) 日本溶接協会; "ステンレス鋼構造工作基準 (防衛庁規格)" 溶接技術, 7 (1959) No.2, 82~96.
- 24) Mueller, R. A. and Root, W. B.; "Inert-Arc Welding Technique for Eliminating Backing Rings in Piping," Welding J., 32 (1953) No.3, 205~216.
- 25) Risch, T. A. and Dohna, A. E.; "Consumable Inert Method of Root Pass Welding," Weld. J., 33(1954) No.7, 670~679.
- 26) Lewon, L. C. and Smith, W. R.; "Joint Design for Making Root-Pass Welds Without Filler Metal," Welding J. 36 (1957) No. 5, 240~242.
- 27) McClean, C. A.; "Inert-Gas-Shielded Tungsten-arc Spot Welding," Welding J., 34 (1955) No.7, 648~656.
- 28) Wilson, R. A.; "Alloy Welding Fluxes for Low-Alloy Steels, Stainless Steels and Hard Surfacing," Welding J., 38 (1959) No.1, 20~27.
- Campbell, H. C. and Johnson, W. C.; "Bonded Fluxes for Submerged-arc Welding of Alloy Steels," Welding J., 36 (1957) No.11, 1078~1084.
- 29) Wylie, R. D.; "Some Considerations in the Welding of Austenitic Chromium-Nickel Stainless Steels," Babcock & Wilcox Co., Rep. 住友金属工業 (鋼管) 大森訳 (昭和 33 年 6 月)
- 30) Wylie, R. D.; "Cooperative Investigation of a New Welding Electrode for Stainless Steel," Welding J., 37 (1958) No.9, 426s~432s.
- 31) Benz, W. G. Jr. and Sohn, J. S.; "Airco-matic Welding of Austenitic Stainless Steel," Welding J., 30 (1951) No.10, 911~926.
- 32) Campbell, H. C., Moore T. J. and Tyson, S. E.; "Corrosion Resistance of No. 20 and No.20 Cb Stainless-Steel Welds," Welding J., 36 (1957) No.8, 353s~359s.
- 33) Huseby, R.A.; "Stress Relieving of Stainless Steels and the Associated Metallurgy," Welding J., 37 (1958) No.7, 304s~315s.
- 34) Thielsch, H.; "Stainless-Steel Weld Deposits on Mild and Alloy Steels," Welding J., 31 (1952) No.1, 37s~64s.
- 35) Thielsch, H.; "Thermal Fatigue and Thermal Shock, Weld. Res. Council, Bull. No.10 (1952), 1~24.
- 36) Tucker, J. T. Jr. and Eberle, F.; "Development of a Ferritic-Austenitic Weld Joint for Steam Plant Application," Welding J., 35 (1956) No.11, 529s~540s.
- 37) Bledsoe, L. F., Daly, F. V., Elder, G. E., Gall W. R and Miller, E. C.; "Fabrication of the Homogeneous Reactor Test Vessel Assembly," Welding J., 35 (1956) No.10, 997~1006.
- 38) Thielsch, H.; "Stainless Clad Steel," Welding J., 31 (1952) No.3, 142s~160s.