

討25

石川島播磨・技研。深川宗光，高橋厚生，雑賀喜規

1. まえがき

最大板厚300mmまでのCr-Mo鋼，Ni-Mn-Mo鋼などの極厚鋼材を使用し，多数の化学反応容器，原子炉圧力容器を製作したが，加工の過程で経験した2, 3のトラブルについて言及したい。これらは鋼材欠陥（広義の）に関連していることが多く，その防止対策には鋼材の改善とともに，加工者側でも極厚鋼材の性質を理解し，それに適した加工法の選択が重要である。

また鋼材の長時間加熱による脆化の問題は，鋼材製造者側において精力的な研究が行なわれているが，圧力容器の安全性保証の点から脆化の少ない鋼材の選定は容器製作者の責任でもある。この点に関する筆者らの実験結果を紹介したい。最後に極厚圧力容器製作へのエレクトロスラグ溶接法の適用について，いくつかの実験と，実器へ適用して好結果を得たことを報告する。

2. 鋼材の内部欠陥と溶接割れ，溶接熱影響部超音波不良

鋼材内部には鋼塊凝固時に生じたVあるいは逆Vなどのマクロ的偏析と柱状晶間のミクロ的偏析さらにはこれらの偏析部にはMnS，Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>などの非金属介在物もトラップされているため，顕微鏡的サイズではかなりの不均一性を持っており，このような欠陥の存在を十分考慮した施工法を採らない場合，時として施工上の大きなトラブルとなる。

2.1 化学反応容器用2 1/4 Cr-1 Mo鋼に生じたガス切断割れ

板厚150mmの鋼板を熱間曲げ加工により円筒形に成形後トップ，ボトム両側をガス切断したところ，トップ側の板幅中央，板厚中心部に約200mmの割れが発生した。

表1に本材料の化学成分を示す。調査の結果，割れはC，Mn，Mo，Siの異状偏析層中のMnSを主とする非金属介在物に沿って発生しており，この偏析層は写真1からわかるように，150℃以上の予熱を行なってガス切断したにもかかわらず，完全に焼入組織となっており，Hv400~500と高い硬さを示した。

サルファープリントでは板厚中心部にSが集中しているが，WES1級を満足しており，ASME基準によるUST（超音波探傷検査），PT（カラー浸透検査）でも合格であった。

この割れの原因として，熱間加工温度不良，ガス切断予熱不足などが，また熱間加工後の焼戻しの必要性も検討されたが，最大の原因が鋼材の異状偏析層の存在にあったことは否定できない。

かかる偏析層の存在については学会にも報告が<sup>1)</sup>出され，ガス切断，溶接など施工上の注意はもちろん，ミルメーカー側としても脱水素焼鈍，焼戻しに際し，この高合金偏析層の変態点が低いことを十分考慮する必要のあることが指摘されている。

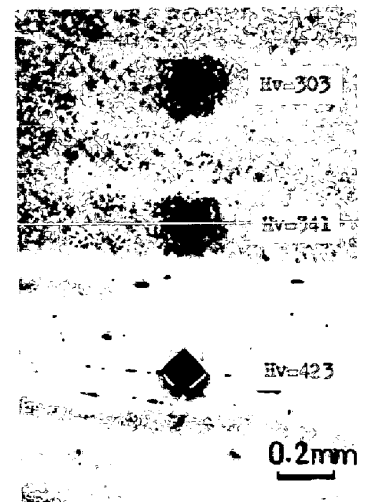


写真1 割れ発生部の偏析層

表1 欠陥が発生した鋼材の化学成分 (Wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Cr	Mo	t.Al
A387Gr.22 Ladle	0.15	0.25	0.56	0.010	0.007	0.26	0.13	2.45	1.02	0.024
A533Gr.B Ladle	0.21	0.22	1.42	0.007	0.007	0.60	0.04	0.12	0.54	0.015

2・2 原子炉圧力容器用 Ni-Mn-Mo 鋼の溶接割れ，溶接熱影響部超音波不良

板厚 140mm の鋼板を熱間曲げ，焼入焼戻し，縦シーム溶接の工程でリングに成形し，次いでこのリング間の周継手溶接を行なったところ，溶接 HAZ に UST で多数の indication が検出された。

調査の結果，この HAZ 部にはマイクロ偏析層中に連続して存在する Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系介在物が多数認められ，一部には開口しているところがあった。

周継手の溶接条件など詳細は海外での工事のため明らかでなかったが，溶接による介在物の剝離，マイクロ偏析層の水素割れなどが原因として挙げられる。

表 1 に材料の化学成分を示したが，この場合にも UST, PT とも合格であった。

これら二つのトラブルは，いずれもかなり以前の問題で今日では鋼材性状も大きく改善されているが鋼塊の大型化にともなってかかる高合金偏析層の問題は避けて通れない問題と考えられ，鋼材製造者と加工者の緊密な協力が必要であると考えられる。

3. オーステナイトステンレス肉盛溶接 HAZ のアンダークラッドクラック (UCC)

UCC はステンレス肉盛溶接が行なわれる低合金厚板鋼材の溶接 HAZ 粗粒域にみられる微小な粒界割れ現象 (写真 2) である。UCC は欧州において ASME SA 508 C1.2 のステンレスクラッドを除去したとき初めて発見され，その後多くの研究が行なわれた<sup>2,3)</sup>。

この UCC は図 1 に示すように第一ビードの HAZ 粗粒域で，次のビードで 500°~700°C に加熱される領域に発生し，主な要因は (1) 前述の粗大化したマイクロ組織，(2) 高い残留応力分布 (図 1) (3) クリープ延性が低下する 500°~700°C への加熱を挙げることができる。

図 2 は UCC 感受性と上述の後熱処理の関係を示す実験結果である<sup>2)</sup>。

さらに UCC は低合金鋼母材の化学組成への依存性が大きく，次式の  $\Delta G$  がプラスのとき割れが発生する<sup>2)</sup>。

その意味では広義の鋼材欠陥と言える。

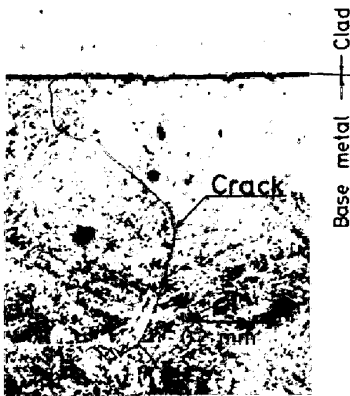


写真 2 UCC の実例

$$\Delta G = [Cr] + 3.3 [Mo] + 8.1 [V] - 2$$

UCC の生成機構に関する最近の研究では高温割れも若干関与するが，SR (応力除去焼鈍) 割れが支配的と考えられている。すなわち再加熱時に内部応力の除去過程で HAZ 粗粒部のリラクゼーション歪が延性限を越えたとき発生すると考えられている。

この防止対策としては，(1) 鋼材の選定が重要であるが， $\Delta G > 0$  の材料の場合，(2) 低入熱溶接，(3) 肉盛バンド幅の低減，(4) 二層肉盛，(5) 高周波加熱による後熱処理，(6) 母材と熱膨張係数の近い肉盛材の使用，などが考えられる<sup>3)</sup>。この種の割れは通常の非破壊試験で

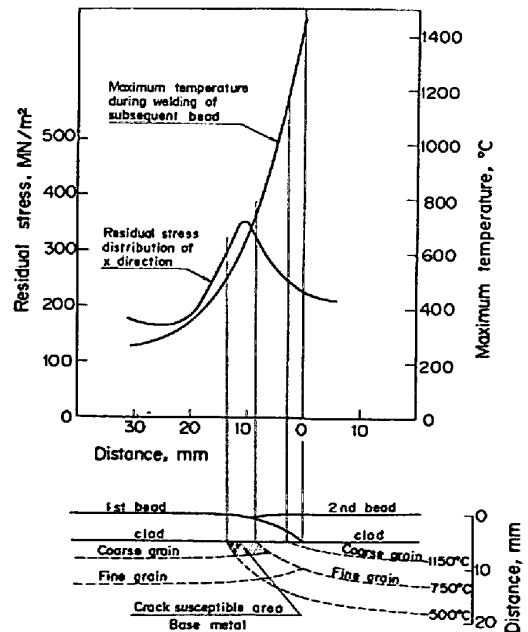


図 1 UCC の図解と残留応力分布

検出が困難であるため前記の対策を十分に反映させた施工が肝要である。

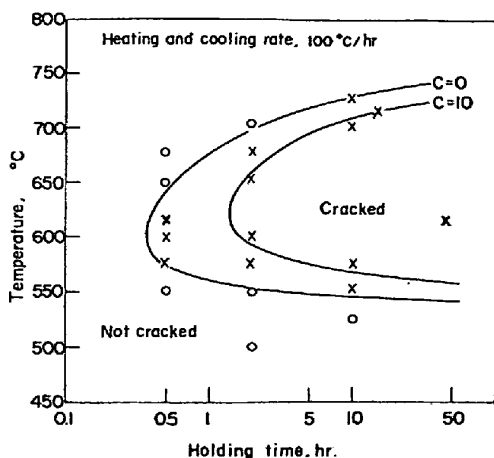


図2 溶接後熱処理とUCC発生の関係

溶接法、(6) SRパラメータなどの因子が挙げられている。またNi-Mn-Mo系鋼材に関しては、原子炉圧力容器の照射脆化とは別に長時間加熱脆化<sup>7)</sup>も研究されているが、合金成分で脆化係数を求めるまでには至っていない。

脆化を調査する方法としては、実器の運転条件に合わせた長時間加熱法が考えられるが、一般には比較的短時間で済むGE型ステップ・クーリング法、あるいは1000~2000hrsの加熱法が採用されており、靱性の評価はシャルピー衝撃試験による遷移温度のシフト量で行なうことが多い。

図3は長時間加熱脆化に及ぼす合金成分、焼入冷却速度、結晶粒度の影響を調べるため、GE型ステップ・クーリング法により筆者らが実験した結果である。2 1/4 Cr-1Mo鋼については、とくにSi, Mnの低減が脆化度改善に大きく寄与している。その他、Ni, Pも脆化を促進するが、C, Cu, Vはほとんど影響せず、また焼入冷却速度、結晶粒度による脆化度への影響は余り認められなかった。

Ni-Mn-Mo鋼については、原子炉運転温度が石油製塔<sup>精</sup>などよりは低いため、GE型ステップ・クーリング法を用いることは妥当でないが、参考のためこの方法により試験を行なった。結果として、合金成分ではPが脆化を大きく促進し、Niも若干の悪影響を及ぼすが、C, Si, Cuはほとんど影響しない。焼入冷却速度、結晶粒度の影響は大きく、とくに冷却速度が遅い空冷材(供試材の板厚15mm,板厚180mmの1/4の水冷冷却速度に相当)ではPを除き、脆化はほとんど生じなくなった。また結晶粒が粗大化するほど脆化は著しくなる傾向が認められた。

#### 4. 極厚鋼材の長時間加熱脆化に関する一考察

2 1/4 Cr-1Mo系鋼材の石油精製塔、Ni-Mn-Mo系鋼材の原子炉圧力容器などが、高温で長時間使用される間に鋼材の靱性が低下することが懸念されて以来、多くの研究が進められている。2 1/4 Cr-1Mo系鋼材に関しては、多くの場合鋼の焼もどし脆性の一種と考えられ、主とし合金成分で脆化係数が提案されているが、<sup>4,5,6)</sup>共通の係数を定めるまでには至っていない。

脆化の機構は現在、なお十分明らかではないが、焼もどし脆化の一種との考えから、(1) 化学組成、(2) 不純物元素、(3) (1)(2)の重畳効果、(4) 焼入れ冷却速度、(5)

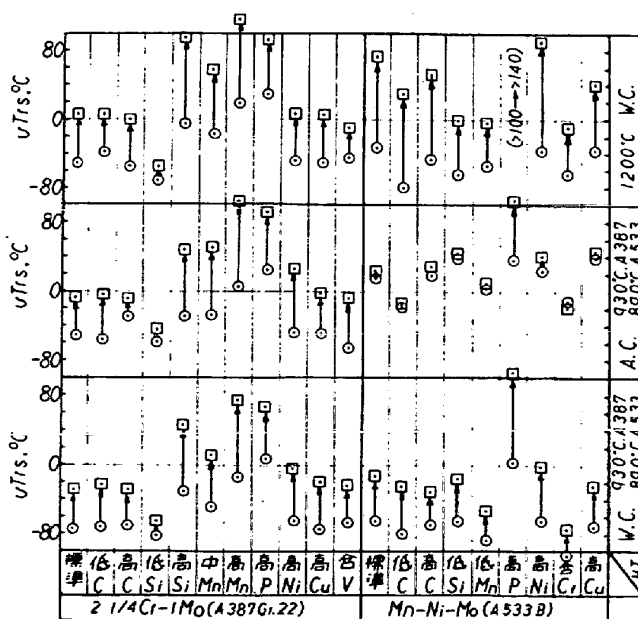


図3 2 1/4 Cr-1Mo鋼, Mn-Ni-Mo鋼の加熱脆化に及ぼす、合金元素、熱処理の影響 (⊙脆化処理前, ⊠GE型ステップ・クーリング後)

以上のように、極厚鋼材の長時間加熱脆化の要因は複雑であるが、実験室的評価、実用鋼材での評価、および運転実績鋼材での評価など、各研究グループでの共通パラメータを求める方向で研究を進める必要があると考えられる。

5. 極厚圧力容器製作へのエレクトロ・スラッグ溶接 (ESW) の適用

ESWは容器の板厚が大きくなる程高能率となり、また多数の層数で盛上げて行く手溶接、潜弧溶接法に比し、信頼性の高い溶接継手が得られる。

しかしながら実用化の点では日本および欧米での実績は東欧、ソ連に比して少ないのが現状である。その理由として、次の三つの問題点が挙げられる。

- ① 溶接施工の安定性、欠陥のない溶接施工。
- ② 溶接部の機械的性質、とくに切欠靱性の信頼性。
- ③ 溶接および熱処理による変形。

多くの実験によって、①に対しては施工の check pointを確立し、きわめて信頼性のある溶接施工ができるようになった。

②については溶接金属の化学組成がフラックスの影響を全く受けず、図4のように、母材、ワイヤの化学組成と希釈率で決めることを明らかにし<sup>8)</sup>、これにより安定な機械的強度が得られたこと、さらに切欠靱性は結晶粒度の微細化で改善できることから、ESW後の熱処理では焼入冷却速度をできるだけ速くする必要があり、これを明らかにした。③の変形はもっとも困難な問題であるが、長手方向(円筒の縦シーム)の収縮による変形は、理論的、実験的に比較的小さな拘束治具で防止できることがわかったが<sup>9)</sup>、真円度の変形については数多くの実験と、実績の積上げが必要であった。

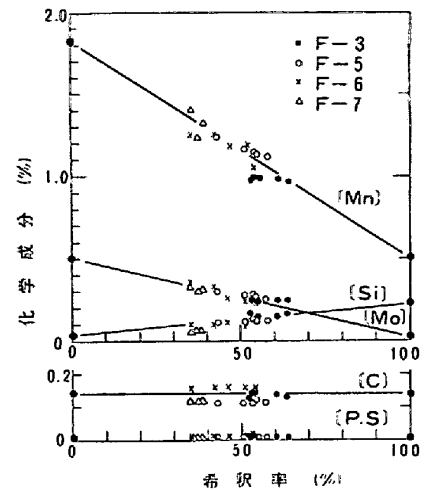


図4 ESW溶着金属の化学組成と希釈率の関係

これらの結果に基づいて、外径1200mmφ、長さ2800mm、板厚130mmの圧力容器を製作し(材料DIN 24CrMo10、ESW縦シーム2ヶ所、ESW後焼入焼もどし)、水温15℃にて破壊試験を行ったところ、ESW部分から離れた母材部で、剪断型の完全延性破壊し、破壊圧力は母材強度から計算された予想圧力を若干上廻った。

その後、A387D鋼を用いた実際の化学圧力容器(板厚164mm×内径4500mm×全長30m×5基、ほぼ同寸法、ただし板厚194mm×5基)をESWにより製作したが、溶接部、同継手部とも常温、高温強度、シャルピー衝撃値いずれも規格を十分上廻る好結果を得ることができた。

参考文献

- 1) 高石他：鉄と鋼，60(1974)212
- 2) 糸，岡林，天野：Trans. of the ASME, 98(1976)342
- 3) 糸，岡林，天野：Trans. of the ASME, 98(1976)348
- 4) R. Bruscatto : Welding J., 49(1970)151S
- 5) 渡辺他：石油学会誌，18(1975)29
- 6) 杉山他：神戸製鋼技報，25(1975)29
- 7) 長谷川他：鉄と鋼，60(1974)110
- 8) 谷岡他：I I W, Document No. XII - J - 34 - 73(1973)
- 9) 矢田他：I H I Engineering Review, 8(1975)39