

シームレスクラッド鋼管の製造法および
周溶接法の開発福田 隆*・村井 正光*²The Manufacturing Method of Seamless Clad Steel Pipe and
Development of Circumferential Welding for the Pipe

Takashi FUKUDA and Masamitsu MURAI

Synopsis :

The manufacture of seamless steel pipe internally clad with austenitic corrosion resisting alloy has been studied and a new one-side welding method has been presented for non-accessible circumferential seam of clad steel pipe. The results obtained in this investigation are summarized as follows;

(1) The negative convergence of roll and rolling reduction more than 1.8, can prevent the seamless clad steel pipe from cracks caused by twisting of pipe and disbonding, when hot rolling method is applied to the manufacture of pipe.

(2) A new one-side welding method with buffer layer of iron containing carbon stabilizer may give double wall structure and higher safety against sulphide stress corrosion cracking to the circumferential seam of clad steel pipe.

(3) A circumferential carbon steel weld metal of super alloy clad steel pipe deposited by buffer layer method, does not generate cold crack caused by hydrogen, because of larger capacity to absorb hydrogen and shrinkage of preceding austenitic weld metal during cooling.

Key words : seamless clad steel pipe ; hot roll bonding ; one-side circumferential welding ; buffer layer ; solidification crack ; corrosion resisting alloy ; super alloy.

1. 緒 言

鋼管の内面に、鉄基あるいはニッケル基のオーステナイト系高耐食性合金（以下高合金）を配した高合金クラッド鋼管は、サワーガスを含んだ天然ガス生産用等の輸送管に使用されるようになってきている。このような高合金クラッド鋼管の製造法として、筆者らは熱間圧延着方式（以下圧延方式）を採用している¹⁾。すなわち、圧延方式により接合させたクラッド鋼板を円筒状に連続成形し長手シームを溶接するものと、高合金管と鋼管を組み合わせ、内側にマンドレルを挿入し、太鼓形のロールにて圧延圧着するものである。後者の場合はシームレスクラッド鋼管の製造が可能になるが、高合金と炭素鋼との大きな変形抵抗差のために接合が難しく、満足のいくパイプ形状が得られないといった問題がある。さらに、クラッド鋼管は周溶接により接続する必要があるが、異材二重管構造のため母材部と同等の性能を有する溶接継

手ができにくいという問題がある²⁾³⁾。

筆者らはマンドレル方式傾斜圧延法を利用して、サワーガス環境等の厳しい腐食環境に供し得る十分な接合性能とパイプ形状を有する高合金シームレスクラッド鋼管の製造技術を開発するとともに、高い安全性を有するクラッド鋼管の周溶接法を開発したので以下に報告する。

2. 試験方法

母材炭素鋼管として JIS STPG 38 と API 5L-X65 を、合わせ材高合金として SUS 316L ならびに Incoloy 825 を用いた。母材はシームレスクラッド鋼管の圧延試験には STPG 38 を、周溶接試験には API 5L-X65 鋼を使用した。Table 1 に供試材の化学成分を示す。

シームレスクラッド鋼管の代表的な製造方法として、押出し法、プラグ方式傾斜圧延法ならびにマンドレル方式傾斜圧延法がある。これらはいずれも組み合わせた複

昭和 63 年 4 月・平成元年 10 月本会講演大会にて発表 平成元年 9 月 11 日受付 (Received Sep. 11, 1989)

* (株)日本製鋼所室蘭研究所 (Muroran Plant, The Japan Steel Works Ltd., 4 Chatumachi Muroran 051)

*² (株)日本製鋼所室蘭研究所 工博 (Muroran Plant, The Japan Steel Works Ltd.)

Table 1. Chemical composition of backing steel and cladding alloy used for test.

Material		Chemical composition (wt%)											
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	V	Al
Backing steel	STPG 38	0.23	0.21	0.52	0.025	0.004	0.02	0.02	0.03	—	—	—	—
	API 5L-X 65	0.09	0.26	1.34	0.007	0.003	0.22	0.08	0.09	0.07	0.02	0.03	0.036
Cladding alloy	SUS316L	0.017	0.64	1.25	0.027	0.002	12.09	17.57	0.08	2.05	0.02	0.09	0.011
	Incoloy 825	0.018	0.30	0.66	0.016	0.003	42.06	20.73	1.82	2.74	Ti 1.00	Fe 29.96	0.15

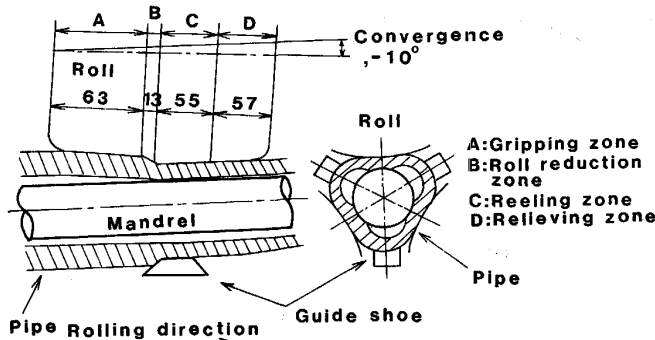


Fig. 1. Plasticine rolling machine with guide shoe.

合ビレットを熱間圧延により金属接合させるものである。押し出し法は、最も材質組合せの広い方法であるが、歩留りが悪く、生産性、適用サイズおよびコストの点で難がある。プラグ方式傾斜圧延法は押し出し法とは逆に生産性、コストおよび適用可能サイズ等の点は優れているが、高合金等の材質への適用が難しいとされている⁴⁾。マンドレル方式傾斜圧延法は、これら前二者の中間的特徴を有し、内面肌が良好であるなどクラッド鋼管用圧延機として最も優れた特徴を有している。ただし、この方法も高合金管の圧延で割れが発生しやすい、高圧延比の圧延が難しいことのほか、 $D/T \geq 15$ (D = 管外径, T = 管肉厚) の薄肉管圧延が難しい等の課題がある。筆者らは、このマンドレル傾斜圧延方法を高合金シームレスクラッド鋼管の圧延に適用することを考え、製造試験用として Fig. 1 に示すようなプラスティシン粘土実験機を考案した。本実験機は噛込み部およびリリース部が圧延部ゴージ径 (200 mm) より小径の3本のロールを周方向に等間隔に配列し、リーリング部に管のふくらみを制御するガイドシューを取り付けている。また、この3本ロールは送り出し方向に傾斜させることができるとともに、マンドレル中心軸の圧延方向に対しても角度 (コンバージェンス角) を付与させることができる。Fig. 1 はコンバージェンス角 -10° の場合を示している。製造試験はこの粘土実験機とこれと2倍スケールの大きさの管熱間圧延機により行った。

傾斜圧延における高合金クラッド鋼管の製造技術開発

における最大の課題は、圧延中の割れとはく離発生防止である。筆者らの実験⁵⁾と熱間圧延予備実験の結果、割れに対してはねじれ変形の少ない圧延をすることが重要であり、はく離発生防止に関しては圧延比を大きくする必要があることがわかっている。このため、圧延実験は圧延比を1.5から2.2まで変化させ、ロール形状はコンバージェンス角度を変えたロールを5種類準備した。ガイドシューは圧延時のふくらみあるいは真円度を制御しているが、発生するねじれ角に大きな影響を及ぼすため、マンドレル外面と管内径とのすきまの適正值として管外径に対し5%を選定し、試験時はすべてこのすきまに設定した。なお、圧延時のねじれは管外面に10 mm²の格子線を描き、圧延後にこの格子線の変化をもとにねじれ角を50 mm間隔で測定した。また、高合金鋼と炭素鋼管の接合予定界面は、エメリー紙 (#100) で研磨後脱脂した。

これら SUS 316L ならびに Incoloy 825 クラッド鋼管を用いて溶接試験を行った。クラッド鋼管の周溶接は母材鋼、すなわち外側からのみ施工せざるを得ないが、この場合、合わせ材側あるいは母材側おのおのと同質の溶接材料で溶接するのは硬化、延性の低下あるいは割れの発生等の問題がある²⁾³⁾。このため母材側に開口する突き合わせ溶接の開先を設け、初層合わせ材相当の材料で裏波溶接後、硬化防止用の種々の緩衝層を肉盛り、さらに母材炭素鋼相当の溶接材料で最終層まで溶接し、試験に供した。溶接後、溶接部の機械試験および硬度測定を行うとともに、NACE-TM-01-77による水溶液中での硫化物応力腐食割れ試験に供した。

3. 試験結果ならびに考察

3.1 シームレスクラッド鋼管の製造

Fig. 2 にプラスティシン粘土実験機ならびに熱間圧延機により得られた外径4ならびに6インチ管のコンバージェンス角と圧延後の管のねじれ角との関係を示す。プラスティシン試験においては、ねじれ角はコンバージェンス角がプラスの場合に大きく、マイナスの角度が大きくなるほど小さくなる。特に -10° のコンバージェン

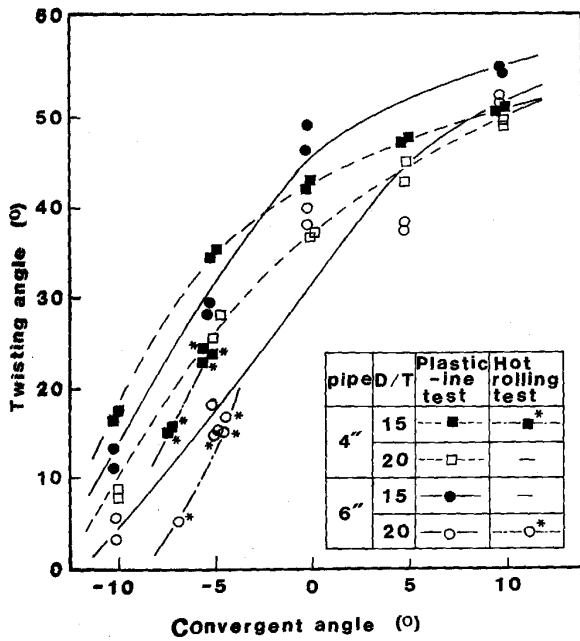


Fig. 2. Relationship between convergent angle of roll and twisting angle of pipe.

ス角ではねじれ角が 20° 以下になるのが注目される。素管の肉厚に関しては、肉厚が大きいほど（肉厚が大きいほど、すなわち D/T が小さいほど圧下率は大きくなる）ねじれ角は大きい。傾斜圧延において管材がねじれる理由は、管材の回転速度が各位置によって異なるためおこるもので、これは圧延中、軸方向各位置によってロール径対管材径の比が一定でないことに起因していると考えられる⁶⁾。例えば、コンバージェンス角 = 0 の場合を例にとると、ロール径の最大はゴージ部およびリーリング部であり、噛込み部はハンプ高さの分だけ径が小さい。一方、管の方は圧延前の管の外径に対し、圧延後のそれは縮管されるため出側の管の回転速度が速くなりねじれ発生の原因となる。マイナスのコンバージェンス角を付与することは、このロール径/管径の比率の変化、すなわち管の回転速度差を小さくできるので、ねじれ角が小さくなると思われる。Fig. 2 中には、STPG 38 炭素鋼管を用いて、 1250°C に加熱後熱間圧延を行った場合のねじれ角測定結果を示す。プラスティシン実験結果とは定性的にはよく一致している。プラスティシンの方が若干ねじれ角が大きいですが、これは摩擦係数の違いの影響によると思われる。管材のねじれ発生は、ロール径と管外径の比が位置により異なることに起因するとして、これを確認するため熱間圧延試験時、圧延途中で中止させた管を準備し、 10 mm ピッチで輪切りの試験材を切り出し、 10 mm ピッチの外径およびねじれ角の変化を測定した。一例を Fig. 3 に示す。参考として対応する

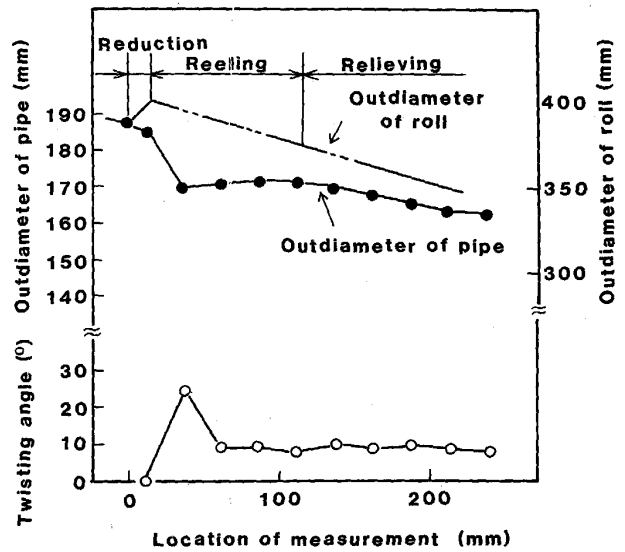


Fig. 3. Variations of pipe diameter and twisting angle during hot rolling.

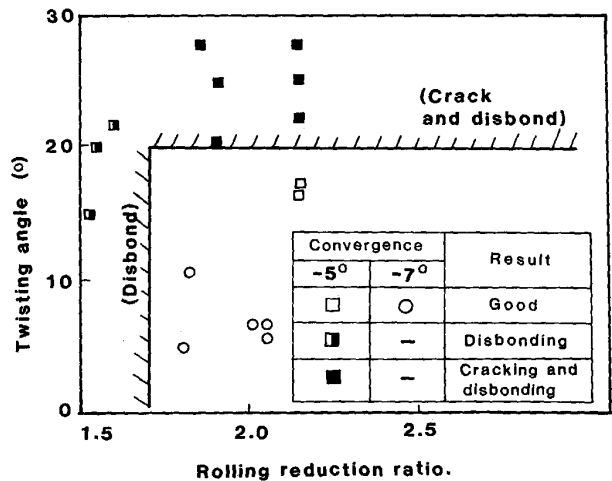


Fig. 4. Manufacturing results of incoloy 825 seamless clad steel pipe.

位置におけるロールの外径も示すが、ロールの外径と管の外径の比の変化が、測定されたねじれ角の変化に傾向がよく一致していることがわかる。すなわち、ねじれ角は圧下部（ロール径と管外径の比の変化が大きい）で増加し、その後リーリング部で減少しているが、これはロールにコンバージェンスを付与したことによりロール径/管外径の比の変化が減少し、ねじれ角を減少させたことを意味している。

これらの圧延試験の結果をもとに、Incoloy 825 クラッド鋼管の試作熱間圧延を実施した。使用した素管は外径 193.7 、肉厚 12 、長さ 3000 mm の STPG 管および外径 165.2 、肉厚 4 、長さ 3000 mm の Incoloy 825 管で、STPG 管の中に Incoloy 825 管を挿入し、端部をシール

溶接し 1170°C に加熱した。圧延比は 1.5 から 2.2 までとしたが、圧延比は圧延後の管の断面積に対する素管断面積の比より求めた。圧延ロールは、コンバージェンス角 -7° と -5° の 2 種類を用いた。得られた結果を Fig. 4 に示す。圧延比については約 1.8 以上ではく離は発生していないが、圧延比 1.8 以上でも、ねじれ角が大きくなるとはく離が発生している。これはいったんロール圧下部で局部的に接合したクラッド鋼管が、ねじれ変形による接合界面での大きなせん断力のために、はく離を生じたものと推定される。コンバージェンス角 (-7°) ロールを用いた場合にはねじれ角は 20° 以下になり、割れない圧延圧着が可能であることがわかる。

3.2 ステンレスクラッド鋼管の周溶接

2 章の試験方法で述べたように、割れを防止するため、周溶接部全層を合わせ材相当のステンレス溶接材料で溶接する方法があり、従来よりこの溶接方法がクラッド鋼管の周溶接に適用されている。しかし、この方法は溶接金属が母材部に比し強度が低下すること、また異材溶接部特有のクリープ強度の低下あるいは耐食性の劣化といった問題点がある⁷⁾。このため筆者らはステンレス鋼層はステンレス系溶接材料で、母材側は炭素鋼系溶接材料を使うことを目的に、ステンレス鋼溶接金属の上に特殊な硬化ならびに割れを防止する緩衝溶接層を設け、その上を炭素鋼系溶接材料で溶接することを考案した⁸⁾。ここで市販の低炭素鋼系溶接材料を緩衝層に使用すると母材鋼の炭素も溶接金属に加わり、高炭素マルテンサイト組織になる。このため硬化や割れが問題となるが、焼もどしを受けた極めて低炭素のマルテンサイト組織になると、耐割れ性ならびに延靱性が向上することが期待されるため、炭素安定化元素として 0.8 wt% の Ti ならび

に適量の脱酸剤を添加した純鉄系溶接材料を緩衝層用として選定した。

Fig. 5 は SUS 316L クラッド鋼に緩衝層方式を用いた場合の溶接時の希釈率と、緩衝層溶接部断面の最高硬度の関係を調査したものである。市販の低炭素鋼系溶接材料と本開発溶接材料の両者が図示されているが、いずれも溶接希釈率の増加にともない、母材鋼ならびにステンレス鋼からの C, Cr, Ni 等の緩衝層への固溶量が大きくなり、硬度が上昇する。市販の低炭素鋼溶接材料に比し、本開発材は低い硬度を示し、割れも認められなかった。また緩衝層溶接後炭素鋼を溶接した場合には、後続の溶接熱による焼もどし効果で硬度が低下する。このように一般の炭素鋼溶接金属に比し高い硬度を示すものの希釈率を過大にしない限り、280 HV 以下に抑えることは可能で、十分延性のある緩衝層が得られる。Photo. 1 は本緩衝層のマイクロ組織、抽出レプリカによる TiC の TEM 像ならびにその抽出残渣分析結果を示している。マイクロ組織はシェフラー線図をも考慮すると、マルテンサイト組織であることがわかるが、溶接金属中の C は Ti の炭化物として安定化されており、固溶 C 量の極めて低いマルテンサイトになっていることが推定される。

本合金溶接法はサワーガスラインパイプ用クラッド鋼管の周溶接継手に用いられているが、内面の合わせ材が破断した場合、緩衝層の H_2S による割れが懸念される。Fig. 6 はクラッド鋼管周溶接部の硫化物応力腐食割れ試験結果を示している。試験片は緩衝層方式の緩衝層および炭素鋼溶接部と、従来の全厚オーステナイト系ステンレス鋼溶接材料で溶接したステンレス鋼溶接層から採取した。これらの試験片を 5% NaCl + 0.5% CH_3COOH 水溶液に H_2S を飽和させた NACE-TM-01-77 溶液に

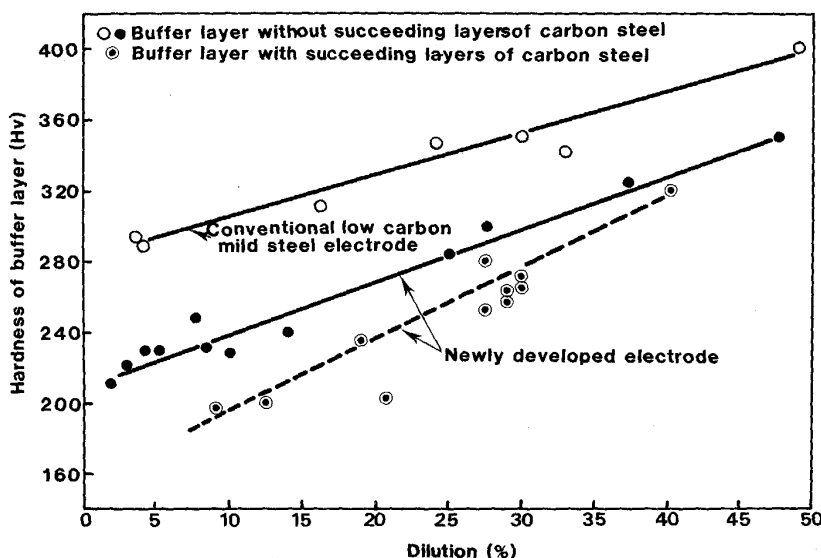


Fig. 5. Relationship between hardness of buffer layer and welding dilution with base metal.

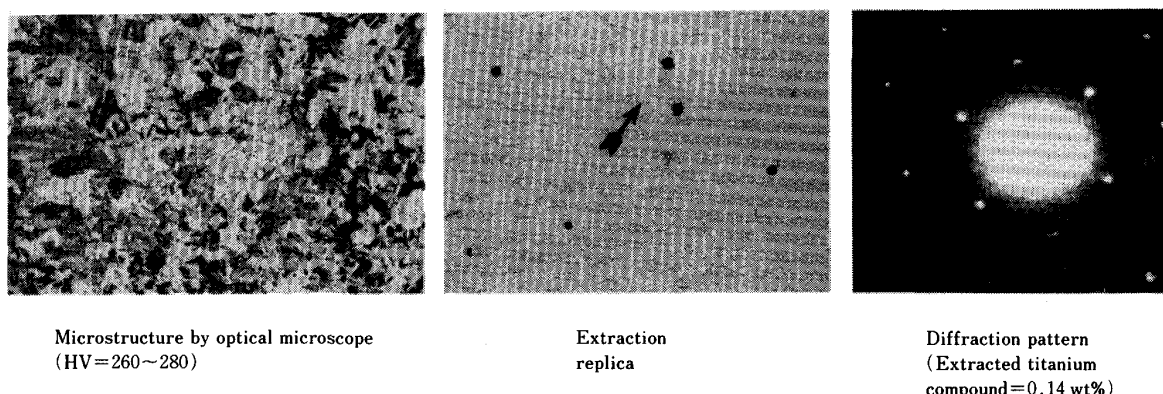


Photo. 1. Microstructure and hardness of buffer layer deposited with Fe-Ti electrode.

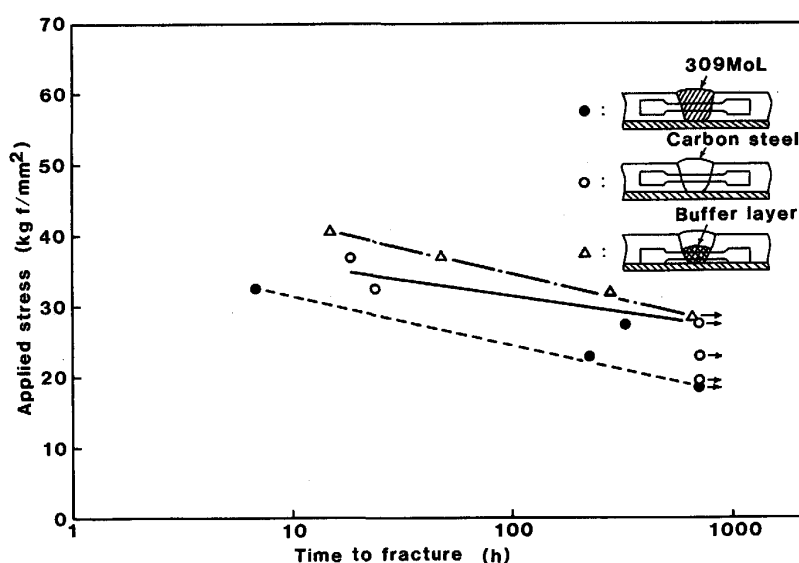


Fig. 6. Sulphide stress corrosion cracking test results of circumferential welds in 316L clad steel pipe (Tensile test specimen, at 25°C in NACE solution).

浸漬し、25°Cで定荷重応力腐食割れ試験を行った。試験の結果、割れを生じる場合これら3種類の試験片はいずれもクラッド鋼管母材部熱影響層ボンド領域で発生、進展していることがわかった。ボンド部の硬度は200~210HVの範囲にあり、緩衝層がそれよりも高硬度であるにもかかわらず緩衝層はボンド部より高い応力腐食割れ抵抗を有していることになる。本緩衝層には概略Niが3%程度含まれている。一般にNiが1%を超えると耐SSCC抵抗が低下するとされている⁹⁾。しかし本緩衝層は極低炭素焼もどしマルテンサイトであり、Photo. 1に示したようにCが微細な炭化物として析出していることから高い耐SSCC抵抗を示した¹⁰⁾ものと考えられる。

一方、溶接金属が全層オーステナイト系ステンレス鋼よりなる場合は極めて低い耐SSCC抵抗を示している。Photo. 2は23kgf/mm²の負荷応力で221.5h経過して破断した全層オーステナイト系ステンレス鋼溶接継手の破断部を示している。き裂は母材鋼側熱影響層ボンド部

あるいはステンレス溶接金属と母材鋼が溶融混合した箇所いずれかを伝播している。破断に至ったき裂以外に溶接金属との境界近傍鋼側にいくつかの毛割れが認められる。破断に至ったき裂もこの毛割れを起点としており、破面は水素脆性の特徴である擬へき開割れを呈していた。この毛割れはA. K. DUNLOP¹¹⁾が観察したLACA (Localized Anodic Cracking Attack)と考えられ、本溶接継手ではNACE溶液中で炭素鋼側がアノードになることによりこの割れが発生し、これが切欠効果の作用を果たし、SSCC抵抗性を低下させたものと推定される。このように内面ステンレス層が損傷を受け、溶接継手がH₂S水溶液環境に置かれた場合は、全層オーステナイト系ステンレス溶接方式は耐SSCC抵抗が低下し、本緩衝層方式による共金溶接部の方が安全といえる。

3.3 スーパーアロイクラッド鋼管の周溶接

Fe基あるいはNi基のいわゆるスーパーアロイを合わせ材としたクラッド鋼管の場合、前述のステンレスクラッド鋼用緩衝層溶接材料を使用すると、主として高

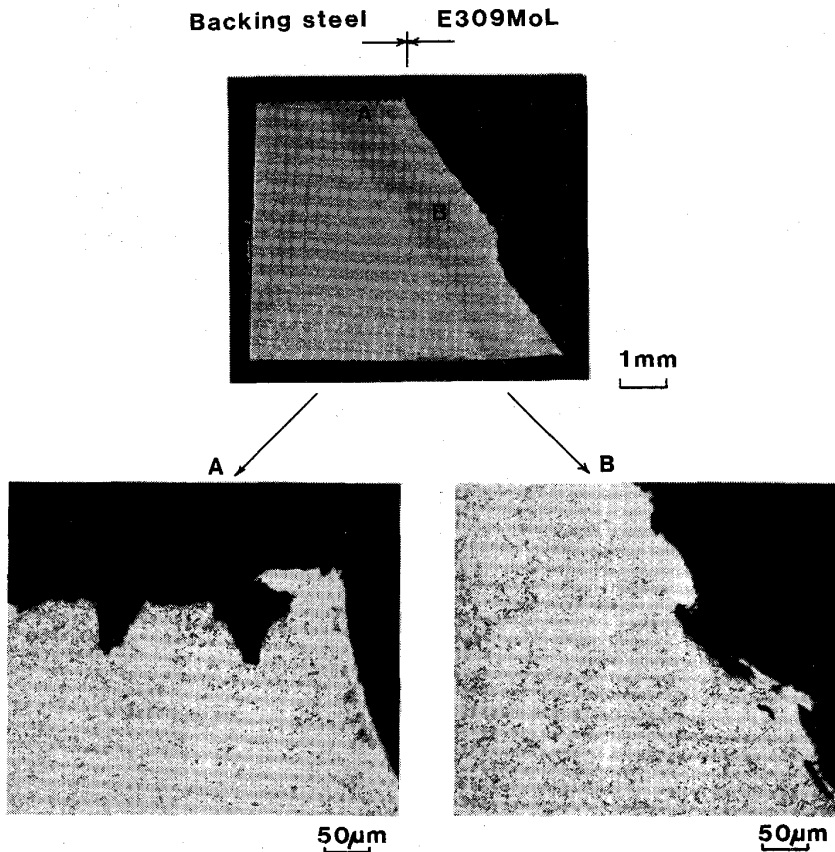


Photo. 2. Sulphide stress corrosion cracking test specimen after tested of circumferential welds in 316L clad steel pipe made by high alloy electrode method (Applied stress of 23.0 kgf/mm², fractured in 221.5 h).

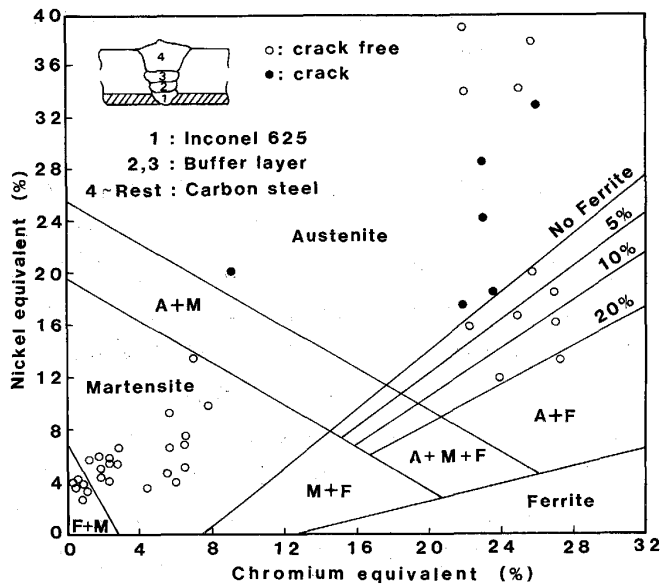


Fig. 7. Chemical composition of buffer layer and Schaeffler diagram (Cracks are checked with dye penetrant examination of each layer in as-welded condition).

温凝固割れが発生し適用できない。そこで筆者らは Incoloy 825 クラッド鋼管を用い初層ルートパスに Inconel 625 溶接材料を用いて、TIG 溶接した場合の周

継手緩衝層方式の適用を検討した。

Fig. 7 は Inconel 625 溶接金属の上に種々の緩衝層用材料を GTAW あるいは SMAW で溶接し、その上を母材鋼相当の材料で溶接 (SMAW) した継手の各溶接層の化学成分を、シェフラー線図上にプロットしたものである。同時に各層の割れの発生の有無をビード表面の染色探傷試験にて調査したものが、表示されている。割れはオーステナイト単相の比較的 Ni 当量の低い領域で、発生していることがわかる。破面調査の結果割れはすべて凝固時に発生する高温割れであった。マルテンサイト層で発生すると予想された低温割れは本溶接条件範囲内では確認されなかった。同様に Fig. 8 は Fig. 7 にプロットした溶接金属を曲げ半径=板厚の2倍(180°)の側曲げ試験にて調査した割れ発生の有無を図示したものである。Fig. 7 で検出したようなビードの表層部にまで達しない微小な割れが、曲げ試験片では検出できる。まず約 20% 以上の高 Cr 当量領域での割れは、Inconel 625 の直上に溶接した溶接金属の割れを示しており、SEM による破面観察の結果、高温での凝固割れであることが判明した。この割れの発生限界は一点斜線で示されているが、これとフェライト含有量 0% のラインとは若干のずれが生じている。図中の一点鎖線とフェライト量 0% の

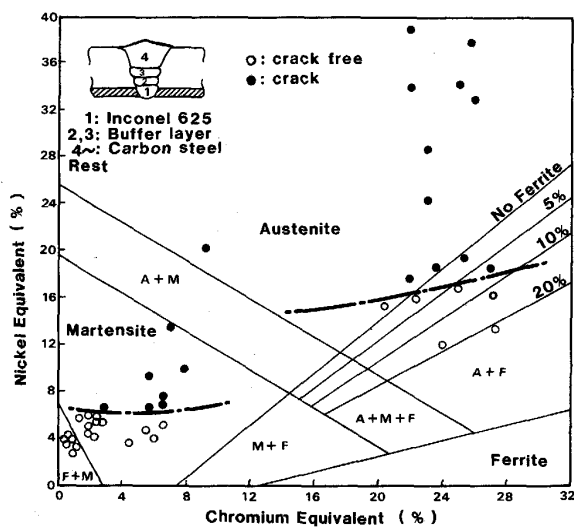
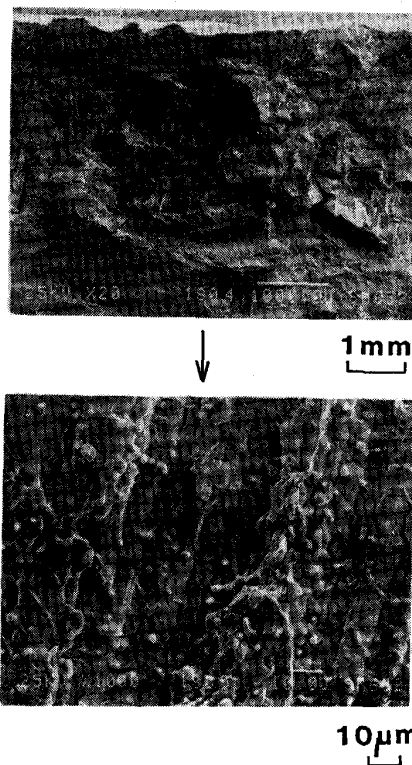


Fig. 8. Chemical composition of buffer layer and Schaeffler diagram (Cracks were checked with side bend of $R = 2.0t$ after welding).

線に囲まれた領域は、溶接金属が γ (オーステナイト) を晶出した後、 $L \rightarrow \alpha + \gamma$ の共晶反応で凝固を完了する領域である。 α がある程度量晶出しているにもかかわらず、高温割れを発生する原因は明確ではないが、S 含有量の高い場合のような高温割れ感受性の高い溶接金属では、凝固時晶出する α に比し共晶反応で生成する α は高温割れ防止にあまり有効でないことが示されている¹²⁾。本溶接継手のルート部での溶接凝固時の過大な拘束応力、あるいは高 Cr 当量、かつ低 Ni 当量溶接金属の比較的低い高温延性が割れ感受性を高めていることも考えられるが、今後さらに詳細な調査検討が必要である。

一方 Cr 当量約 10% 以下の領域は、Ni 当量約 6~7% を境にしてこれを超えると割れの発生が認められる。Ni 当量 7% を超える溶接金属の側曲げで発生した割れ破面の代表例を Photo. 3 に示す。破面は凝固時の高温割れを起点とした極めて延性の低い様相を呈しているが、低温で発生する擬へき開あるいは粒界割れは認められなかった。しかしこの領域に位置する溶接金属は適当な予熱もしくは後熱処理を施さない限り、低温割れを起こすのが普通である。この点を確認するため、リーハイ型割れ試験法により、5Cr-0.5Mo 鋼溶接金属の低温割れ発生傾向を調査した。リーハイ型開先部を種々の予熱温度に保持した後、直接 5Cr-0.5Mo 鋼を溶接した場合と、20Cr-20Ni オーステナイト系ステンレス鋼溶接材料で溶接し、予熱温度に低下した後、その上に 5Cr-0.5Mo 鋼で溶接した場合の 2 種の溶接継手について 24 h 経過後に、表面および断面の割れ長さを測定し



Ni. eq. = 8.7 Cr. eq. = 5.5

Photo. 3. Hot crack observed in fractured surface at side bend test.

Table 2. Restraint cracking test results of 5Cr-0.5Mo weld metal (by Lehigh type test).

Configuration of groove	Welding sequence	Crack observed	Preheat temperature (°C)			
			150	200	250	300
		Surface crack (%)	100	100	50	0
		Section crack (%)	100	100	60	0
		Surface crack (%)	0	0	—	—
		Section crack (%)	0	0	—	—

た。Table 2 にこれらの試験結果をまとめて示す。オーステナイト系ステンレス鋼で下盛りしたものは、少なくとも 150°C の予熱で溶接金属層の割れは発生しないのに対し、5Cr-0.5Mo 鋼を直接溶接したものは 150°C で全溶接金属層に割れが発生し、300°C になって初めて割れが防止できた。このようにオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料で下盛りしたものは、明らかに低温割れの発生傾向が小さくなっており、オーステナイト系ステンレス鋼下盛りが耐割れ性を大きくすることがわかった。これは下盛りのオーステナイト系ステンレス鋼が水素の吸蔵場所となること、またオーステナイト系ステンレス鋼はフェライト系に比し、冷却時の熱収縮量が極めて大きいため、5Cr-0.5Mo 鋼の冷却時の熱収縮歪みにより発

生ずる引張応力を緩和したことによる、と推定される。

このように予熱せずとも本緩衝層方式の溶接拘束応力条件内では、マルテンサイト領域内の低温割れは、緩衝層に発生せず、高温割れのみが認められたが、Ni 当量 6~7% を境にしてこれより低いと、高温割れは発生しない。これは C や Ni 等の増大により Ni 当量が増すと、溶接時の凝固形態が δ 単相の凝固から、包晶反応により δ 相が核になり、 γ 相で包まれながら凝固が進行する形態に変化する¹³⁾ ことが、影響していると考えられる。すなわち γ 相は δ 相に比し S の固溶度が極めて低いため、包晶反応をとまなう場合 γ - δ 境界部での S の偏析傾向が大きくなり、高温での凝固割れを促進すると考えられる。しかし、本溶接継手では Ni 当量 6~7% を境にして割れならびに割れ近傍の S の偏析傾向に大差は認められなかった。これは今回検出した高温割れは、側曲げ試験で強制的に分離させた極めて微小な欠陥であり、S を含む他の低融点の不純物の極めて微量な偏析の違いが、影響を及ぼしていることが考えられる。さらに Ni 当量、とりわけ C 量の増大による高温での延性の低下、ならびに凝固時の固-液共存領域の温度範囲増大が、高温割れを助長していると考えられる。

以上緩衝層に発生する割れは本溶接条件範囲内では、すべて高温割れである。その感受性を凝固冷却後のミクロ組織で比較すると、Fig. 7 と 8 の両図から、 γ 相単相が最も割れ感受性が高く、次いで高 Ni 当量のマルテンサイト単相が割れやすく、 $\alpha + \gamma$ 二相あるいは Ni 当量 6% 以下のマルテンサイトもしくはフェライト+マルテンサイト混合組織が最も割れにくいことがわかる。このような観点からスーパーアロイ溶接金属の上にもまず 20~25% Cr 鋼を溶接し、続いてオーステナイト生成元素を極めて低くした鉄系材料の使用が、緩衝溶接法として最適と考えられる。

4. 結 論

圧延法による高合金シームレスクラッド鋼管の製造法を検討するとともに、クラッド鋼管で問題となっていた片面共周溶接法を可能にし、その溶接法を提案した。得られた結果を要約すると下記のとおりである。

(1) マンドレル方式傾斜圧延法においてロールにマイナスのコンバージェンス角を付与し、同時に圧延比 1.8 以上を確保することにより、割れならびにはく離のない高合金シームレスクラッド鋼管の製造が可能になった。

(2) 316L クラッド鋼管の周溶接に炭素安定化元素を添加した鉄系材料を緩衝層として用いれば、母材部と同性能の二重管構造を溶接部にも与えることができる。緩衝層方式を用いた溶接継手は、母材鋼単体の鋼管溶接部と同等の耐硫化物応力腐食割れ抵抗を示す。

(3) スーパーアロイクラッド鋼管の周溶接部に検出される割れは、すべて凝固時に発生する高温割れである。凝固、冷却後のミクロ組織がオーステナイト単相あるいは、マルテンサイト領域の Ni 当量 6% 以上で高温割れを発生する。

(4) スーパーアロイクラッド鋼管の溶接部の緩衝層が高 Ni 当量のマルテンサイト組織でも低温割れを発生しないのは、下盛層のオーステナイトステンレス鋼層の大きい水素吸蔵能力と、その冷却時に発生する高い熱収縮応力歪みによると考えられる。

なお、本研究のシームレスクラッド鋼管の製造については、東大名誉教授、鈴木 弘先生の御指導を得たものであり、ここに感謝の意を表します。

文 献

- 1) 例えば、福田 隆、島崎正英、田原隆康、南部洋平: 日本製鋼所技報 (1986) 42, p. 96
- 2) W. LEONARD and J. C. THOMPSON, Jr.: *Weld. J.*, **36** (1957) 3, p. 243
- 3) 湊 昭二: 圧力技術, **19** (1981) 5, p. 246
- 4) 林 千博、井上 守、三浦 実、中西久幸、江頭広高: 住友金属技報, **35** (1983), p. 93
- 5) 福田 隆: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 254
- 6) 加藤健三、日下部俊、籠田三郎、平沢猛志: 日本鋼管技報, (1963) 27, p. 271
- 7) 西野 仁: 石油学会誌, **8** (1965), p. 458
- 8) 福田 隆、金谷 勝、島崎正英: ステンレスクラッド鋼の継手の溶接方法, 特許公告 62-016745 号
- 9) NACE Standard MR-10-75
- 10) 例えば、E. SNAPE: *Corrosion*, **24** (1968), p. 261
- 11) A. K. DUNLOP: *Corrosion*, **34** (1978), p. 88
- 12) 益本 功、玉置維昭、杵名宗春: 溶接学会誌, **41** (1972), p. 1306
- 13) 益本 功、今井兼敬: 溶接学会誌, **39** (1970), p. 565