資料

発電所における高張力鋼の溶接*

イ・クルアニン** カ・ベ・リュバフスキー**

Welding of High Strength Steels in Power Engineering*

by I.R. Kryanin** and K.V. Ljubavskij**

近年発電所の大容量化は、発電所の機器類を製造するにあたって発電機の大きさや重量を減らす目的で、高張力鋼の使用を要求している。

下に述べるいくつかのデータは、大容量の水力発電所用の鋳造および溶接されたホイールの製作に用いられた OCr 12 NiCuL (OCr 12 NiCu)*** クロム鋼の溶接と火力発電所用の大容量ボイラーのドラムに用いられたマンガン・ニッケル・モリブデン鋼、16 MnNiMo の溶接に関するものである。

OCr 12 NiCuL 鋼

OCr 12 NiCuL 鋼は、水力発電機用のホイールとタービンブレードとを溶接組立てするために開発されてきた。この鋼は、以前、水力発電機のタービンに用いられてきたクロムステンレス鋼に比べて炭素量を 0.1% 以下に下げられている。鋼中の炭素含量の低下は、材料の割れに対する抵抗性を減少させる δ フェライトを金属組織中にかなり生じさせるので、この鋼はオーステナイト生成元素であるニッケルとか銅を合金されている。この場合、銅は金属の分散強化をし、かつ割れに対する抵抗性を増大させる。この OCr 12 NiCuL 鋼は次のような化学組成を有する：炭素 0.1% 以下、クロム 13%，ニッケル 1.0～1.5%，銅 0.9～1.2% である¹⁾²⁾³⁾。

この鋼で、ニッケルを一部または全部マンガン (0.5～3.5%)，モリブデン (0.5～2.3%)，タングステン (1% 以下)，バナジウム (0.5～0.6%) やボロン (0.8% 以下) で置き換えた種々の組成の鋼の研究は、OCr 12 CuL 鋼の基本組成に比較して優れていないことを明らかにしている。

OCr 12 NiCuL 鋼の変態点および熱処理条件に関する詳細な研究は、大型の鋳鋼部品の場合、次の熱処理条件がよいことを明らかにした。すなわち、660～670°C で

焼戻し後炉中冷却、950°C で戻らし、静かな大気中で冷却、660～670°C で焼戻し後炉中冷却。

この熱処理を完了すれば、OCr 12 NiCuL 鋳鋼の顕微鏡組織はじやっかんの δ フェライト (10% 以下) を含む焼戻しマルテンサイトとなる。鍛造した場合の顕微鏡組織は鋳造状態よりさらに均質なものとなる。この鋳鋼および鍛造鋼の機械的性質を Table 1 および Fig. 1 に示す。

Table 1 熱処理後の OCr 12 NiCuL および OCr 12 NiCu 鋼の機械的性質 (平均値)

鋼 種	降伏点 kg/mm ²	引張り強さ kg/mm ²	伸び %	絞り %	衝撃値 kg-m/cm ²
OCr 12 NiCuL (鋳造)	59	70	19	62	10.0
OCr 12 NiCu (鍛造)	65	80	19	64	6.0

Fig. 1 衝撃値

- a) OCr12NiCuL 鋳鋼
b) OCr12NiCu 鍛造鋼
焼ならし温度 1) 950°C
2) 1050°C
3) 1150°C

* 原稿受付 昭和44年11月24日 (IIW 京都大会 Public Session の "Use of high strength materials in welded constructions" の翻訳)

** Kryanin 教授 ソ連溶接委員会委員

Ljubavskij 教授 中央重機械技術研究所溶接部長

*** 添字 "L" は鋳鋼を、添字のないものは鍛造鋼を意味する。

OCr 12 NiCuL 鋼の溶接

OCr 12 NiCuL 鋼の溶接は、實際上母材と同程度の炭素、クロムおよびニッケルを含む TSL-41 被覆溶接棒により行われる⁹⁾。断面積の大きい OCr 12 NiCuL 鋼 (400 mm 以下) の溶接の場合には 200°C 以下の予熱を行なう。この鋼種の溶接に対して、オーステナイト系被覆溶接棒、TSL-25 (25-13 型) を用いれば、予熱は特別な場合以外しなくてもよい。溶接金属の機械的性質を Table 2 に示す。

OCr 12 NiCuL 鋼のエレクトロスラグ溶接および OCr 12 NiCuL 鋼と 20 MnSiL 鋼の異材継手の研究開発を行った⁷⁾⁸⁾。OCr 12 NiCuL 鋼のエレクトロスラグ溶接は、SV-10Cr 13 ワイヤ (0.08~0.15% C, 12~14% Cr) と AN-8 または AN-348 フラックスの組合せにより、予熱温度 200°C 以下で行なった⁹⁾¹⁰⁾。この場合の溶接継手の機械的性質は、Table 2 に示すごとく、焼戻し状態および焼ならし後焼戻しの状態で極めて満足しうるものであった。

異種鋼材でホイールを組立てる必要性から、異なる合金鋼継手の溶接条件を調べた⁸⁾。(上部リムが 20 MnSiL 鋼で、タービンブレードと下部リムは OCr 12 NiCuL 鋼)。

この溶接は溶着金属の合金組成を比較的低くするような特別な施行法により行なった。すなわち、両開先面にアームコ鉄を肉盛り、SV-04 NiMo ワイヤを使用して溶接した。これによって母材端面の溶け込み深さが溶接金属の性質におよぼす影響をいちじるしく小さくすることができた (Fig. 2)。

(a)

(b)

Fig. 2 エレクトロスラグ溶接 (アームコ鉄により開先面の肉盛り溶接) の溶け込み深さの
a) 溶着金属の化学組成
b) 機械的性質
におよぼす影響

冷間割れ試験

IMET-DB 法⁴⁾によるオーステナイト変態の動力学的研究は次のことを明らかにした、すなわち OCr 12 NiCu 鋼はオーステナイトの高い安定性を有しているの、

Table 2 OCr 12 NiCuL 鋼の溶着金属の諸性質 (TSL-41, TSL-2.5 溶接棒による手溶接とエレクトロスラグ溶接) (平均値)

溶 接 法	溶 着 金 属 の 化 学 組 成 %						溶 接 後 の 熱 処 理	機 械 的 性 質				
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu		降 伏 点 kg/mm ²	引 張 力 kg/mm ²	伸 び %	絞 り %	衝 撃 値 kg-m/cm ²
手溶接, TSL-41 溶接棒	0.06	0.12	0.40	13.0	1.4	—	670°C 焼戻し	64.0	75.0	16.0	55.0	9.0
手溶接, TSL-25 溶接棒	0.10	0.60	1.80	22.0	10.0	—	熱処理なし	55.0	72.0	30.0	43.0	8.5
							670°C 焼戻し	35.2	58.0	36.4	43.0	8.6
エレクトロスラグ溶接	0.12	0.32	0.58	12.1	0.91	0.66	670°C 焼戻し	56	66	14.0	54	7.5
							950°C 焼ならし 670°C 焼戻し	59	70	16.0	66	7.5
エレクトロスラグ溶接 異種鋼材 OCr 12 NiCuL と 20 MnSiL のエレクトロスラ グ溶接, SV-04 Ni 3 Mo ワイヤ*	0.09	0.24	0.58	1.8	1.95	0.40**	680°C 焼戻し	41.5	49.0	20.0	69.0	11.0
	0.09	0.48	0.90	3.80	1.40	0.25**	680°C 焼戻し	48.5	63.0	19.0	64.0	15.0

備考 *アームコ鉄による肉盛り **溶け込み深さ 10 mm ***溶け込み深さ 15 mm

冷却速度が $1.5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$. またはそれ以上の速度でのみマルテンサイト変態が生じ、このマルテンサイト変態は 400°C で始まり 220°C , または冷却速度が速い場合これより少し低目の温度で終了する。

OCr12NiCuL 鋼のヴィッカーズ硬さは、冷却速度を $1.5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$. から $83^{\circ}\text{C}/\text{sec}$. まで変えた場合、330 から 375 に変化するのみで、冷却速度による硬度上昇はほとんど無視できる。

溶接入熱が 862 から $5,760 \text{ Cal}/\text{cm}$ まで変化しても (この場合の 550°C から 500°C までの冷却速度はおおの $117^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ および $17^{\circ}\text{C}/\text{sec}$), 熱影響部でヴィッカーズ硬さは 377 から 348 の範囲で、衝撃値は 5.0 から $7.5 \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ の範囲内にある。この場合の熱影響部の組織はマルテンサイトと少量の δ フェライトと $1.0\sim 1.5\%$ の残留オーステナイトである。

冷間割れ (遅れ破壊) 試験は IMET-4 試験法⁴⁾, CTS 試験法⁶⁾ および TSNITMASH 試験法⁵⁾ により行なった。Fig. 3 に示す IMET-4 試験法の試片は、中央のく

Fig. 3 遅れ破壊試験用の IMET-4 試片⁴⁾

びれた部分に多層溶接が終了した場合と同様の熱サイクルを与えられる。そして、冷却曲線の必要な温度範囲で試片に設定された応力を負荷する。まず試片は 550°C から 400°C で、 $30 \text{ kg}/\text{mm}^2$ 以下の応力をかけ、 $250\sim 100^{\circ}\text{C}$ の冷却過程でさらに応力を高くする。こうして、

試片はさらに室温で25日間応力を負荷したままにしておく。 $120 \text{ kg}/\text{mm}^2$ 以下の応力では遅れ破壊は観察されなかった。さらに応力を高くすると、負荷過程で破壊が生ずるが、これはもはや遅れ破壊ではない。

CTS 試験法と TSNITMASH 試験法による試験は、Fig. 4 および Fig. 5 に示すおのおのの試片をそれぞれオーステナイト系 (TSL-25), マルテンサイト系 (TSL-41) およびパーライト系 (TSU-1) 被覆溶接棒で溶接して行なった。

CTS 試験においては、板厚を種々に変えた Fig. 4 の多くの試片を各溶接棒で溶接した。Table 3 のデータ

Fig. 4 CTS 試験片。試験片の片側半分のみを示す

Table 3 溶接継手の CTS 試験の結果 (OCr12NiCuL 鋼)

溶 接 棒	割れの発生箇所	500°C における熱影響部の臨界冷却速度 $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$
TSL-25 (Cr 25 Ni 13)	なし	34
TSU-1 (低炭素鋼)	熱影響部	14—17
TSL-41 (OCr12Ni)	溶着金属	21—28
TSL-41 (300°C で溶接棒を乾燥)	溶着金属	28

Fig. 5 TSNITMASH 法による試験片⁵⁾

から、オーステナイト系被覆溶接棒 (TSL-25) による溶接継手は最も高い耐割れ性を有することがわかる。この点に関して、TSL-41 被覆溶接棒による溶接継手もまたよい結果を示した。

TSNIITMASH 法による試験は、2 本の V 溝を多層溶着するもので、最初に溶着するコントロールビードには、応力集中のための切欠きをつけておく (Fig. 5)。まずコントロールビードは 4 層で溶着し、切欠きをミリングでつける。そして、板の反対側に変形ビードを置く。

コントロールビードの切欠きに生ずる割れは、変形ビードの層数を減らせば防げるし、また溶接の際の熱的な条件を変えれば防げる。したがってこの試験法では、二つのグループ (a と b) が規定されている。

グループ "a" の試験では、試片の大きさは $100 \times 100 \times 40$ mm である。溶接中に試片は、 $18^\circ\text{C} \pm 1^\circ\text{C}$ の水ジェットにより反対側から急冷される。変形ビードの層数を 1~12 まで変えて一列の試片を溶接し、割れを生じない最大の層数を求める。溶接継手の割れ抵抗は 1 (最も悪い) から 5 (最も良い) の記号で評価される。

グループ "b" の試験では、試片の変形ビードの層数は一定とする。種々の熱的な条件で一列の試片の溶接を行ない、溶接継手で割れを生じない最低の予熱温度を求める。

これらの試験で、割れは概して V 溝の角近傍の最大の応力集中箇所が生ずる。しかしながら、割れはビード全長にわたり生ずることもあり、あるいは "柵" (pailing) の形で熱影響部のいたる所に生ずることもある。

TSNIITMASH 法による試験結果を Table 4 および Table 5 に示す。これらの結果は、OCr 12 NiCuL 鋼を

Table 4 TSNIITMASH "a" 法による OCr 12 NiCuL 鋼の溶接継手の試験結果の比較

溶接棒	変形ビードの層数と割れ発生状況					判定
	1	3	6	9	12	
TSL-25	—	—	なし	なし	熱影響部	4
TSL-41	—	なし	溶着金属	溶着金属 熱影響部	溶着金属 熱影響部	2
TSL-41 300°C で 乾燥	—	なし	なし	溶着金属	溶着金属 熱影響部	3

TSL-41 被覆溶接棒により予熱温度 200°C 以下で溶接すれば、割れのない無欠陥の溶接ができることを証明している。予熱と同時に溶接棒被覆剤の水分に注意を払うことは、溶着金属の水素吸収を最小限にするのに必要なことである。

Table 5 TSNIITMASH "b" 法による OCr 12 NiCuL 鋼の溶接継手の試験結果の比較

溶接の熱的条件	溶接棒による溶接部の割れ	
	TSL-41	TSL-25
水 冷	溶着金属および 熱影響部	熱影響部
空 冷	"	"
$100 \sim 150^\circ\text{C}$ 予熱	"	"
200°C 予熱	割れ発生せず	割れ発生せず
$250 \sim 300^\circ\text{C}$ 予熱	"	"
$400 \sim 450^\circ\text{C}$ 予熱	"	"

疲れ試験とキャビテーション試験

OCr 12 NiCuL 鋼の溶接継手の繰返し疲れ試験は、断面 50×70 mm の試片を両振り曲げで行なった。溶接棒 TSL-41 およびエレクトロスラグ溶接による継手の疲れ強さは母材の 14.5 kg/mm^2 に等しいことが示された。TSL-25 溶接棒による場合には、熱処理がない時の疲れ強さは 10.5 kg/mm^2 、 670°C の焼戻し後は 12.5 kg/mm^2 である。

キャビテーション試験は、磁力による取付け装置の上で、規則的な腐食を繰り返して行なった。このような条件のキャビテーションでは、溶接継手は母材に比べ劣っていないことを認めた (Table 6)。

Table 6 溶着金属と母材のキャビテーション試験

試験材料	重量減 mg (平均)		
	1 時間	2 時間	3 時間
母材 OCr 12 NiCuL	18.8	44.3	65.3
溶着金属 TSL-41 溶接棒	16.8	40.3	63.8
溶着金属 TSL-25 溶接棒	12.5	33.2	55.7

モデル溶接実験と工業用水力発電 機タービンのホイールの溶接

溶接棒 TSL-41 による OCr 12 NiCuL 鋼の溶接を Fig. 6 に示す。板厚 150 mm の拘束の大きいモデルで確めた。この試験体は仮組立てをして、 $180 \sim 210^\circ\text{C}$ の温度に予熱した。溶接は直径 5 mm の TSL-41 被覆溶接棒を用い、 $180 \sim 210 \text{ A}$ で行なった。こうして溶接した試験体は、アスベスト断熱材中で徐冷した。 670°C に焼戻し後、マクロおよびミクロ検査を詳細に行ない、機械的性質を調べた。

さらに実験的に実物と同一寸法のタービンブレードと

Fig. 6 溶接法の確認試験のための高拘束試験体
破線は前面の壁を示す

板厚 400 mm の鍛造材とのエレクトロスラグ溶接を行ない、溶接継手の欠陥検査と諸性質の試験を詳細に行った (Table 2)。

この念入りな手溶接およびエレクトロスラグ溶接の施行法は水力発電所用軸流タービンのホィールの製造に適用された¹⁵⁾¹⁶⁾。すなわち、Fig. 7 の Bratsk 水力発電所向けの 100 トン・ホィールをもつ 255,000 kW タービンおよび Assuan 水力発電所向けの 140 トン・ホィールをもつ 180,000 kW タービンはその例である。

Fig. 7 タービン・ホィールの溶接設計
1) 上部リム (20 MnSiL 鋼)
2) タービンブレードおよび下部リム (OCr 12 NiCuL 鋼)

16 MnNiMo 鋼

高温で操業する高压容器の重量軽減の必要性は溶接性のよい高張力鋼の選択の問題を非常に重要にしてきた。1951～1952 年以来、ソ連では大容量ボイラー設備のドラムの製造に 16 MnNiMo 鋼 (0.13～0.18% C, 0.17～0.3% Si, 0.8～1.1% Mn, 1.0～1.3% Ni, 0.4～0.55% Mo) を広範に使用してきている¹²⁾。使用板厚とこの組立ての場合の全ての熱サイクルの冷却速度が比較的小さいことを考慮にいれて、鋼の組成を選択するに当たって、必要な引張り強さは主にフェライト強化の方法で得られると考えた。フェライトの諸性質におよぼす各種合金元素の効果を Fig. 8 に示す。16 MnNiMo 鋼は従来鍛造されたシエルの形で用いられ、底部はサブマージ円周多

Fig. 8 フェライトの性質におよぼす
各種合金元素の影響¹³⁾
a) 硬 さ b) 衝撃値

層溶接されていた。近年コスト低減と製造法を簡単にする目的で、二つの縦割りの形をエレクトロスラグ溶接している。

現在では、板厚 200 mm 以上の 16 MnNiMo 鋼板が作られている。

16 MnNiMo 鋼は次のように熱処理する；930°C ± 10°C で焼ならしを始め、930°C から 500°C までは 100～150°C/hr の速度で冷却し、空冷する。そして 670°C ± 10°C に焼戻す。焼戻しの 16 MnNiMo 鋼の組織は分散したわずかに腐食されやすいソルバイト型の微細なフェライトである。この鋼を、670°C ± 10°C で 5 時間焼戻すと、組織は安定化し、炭化物が凝集して均一に分散するようになる。16 MnNiMo 鋼板の機械的性質の規格を Table 7 に示す。

Table 7 16 MnNiMo 鋼板の機械的性質に対する規格

温 度 20°C				
降 伏 点 kg/mm ²	引張り強さ kg/mm ²	伸 び %	絞 り %	
33-47	≥51	≥20	≥50	
温 度			最少 必要 衝撃値	180°C 冷間曲げ
+20°C	350°C		kg-m/cm ²	
衝 撃 値 kg-m/cm ²	σ_r kg/mm ²	σ_B kg/mm ²	時効後	-40°C 曲げ直径
≥8	≥26	≥48	≥4	≥4 d=2S S: 試片板厚

機械試験用の試片は圧延方向および直角方向の二方向に板厚の中央の 1/3 の所から切り出されたものである。実際の機械的性質は一般に要求される規格値以上である。

16 MnNiMo 鋼の溶接

次の三つの溶接法が圧力容器の製造および溶接条件に応じて用いられている。すなわち、a) TSL-21 被覆溶接棒による手溶接、b) 自動サブマージ多層溶接、c) エレクトロスラグ溶接。

最初の溶接法はドラムへ比較的小さな部品（ノズル、スタブ等）を溶接するのに用いられ、またルート溶接や補修溶接に用いられる。第二のサブマージ溶接法はドラムの円周溶接に用いられ、第三のエレクトロスラグ溶接法はシエルの長手方向の溶接に用いられる。

TSL-21 被覆溶接棒¹¹⁾

16 MnNiMo 鋼の手溶接は、この目的に合せて作られた TSL-21 溶接棒により行なわれることになっている。これらの被覆溶接棒は Sv-10 NiMo ワイヤ（GOST 2246-60）で作られる。この TSL 被覆溶接棒による溶着金属は次のような平均化学組成を有する；0.1% 以下炭素，1.2% ニッケル，0.6% マンガンおよび 0.4%

Fig. 9 TSL 溶接棒による四層溶接後の硬さ分布¹¹⁾
a) 溶接のまま b) 670±10°C で焼戻し

モリブデン。溶着金属および溶接継手の機械的性質を Table 8 に示す。

この鋼は 150~200°C 以下の予熱で溶接する。溶接部は 670°C±10°C で焼戻しをしなければならない。Fig. 9 に四層盛溶接継手の硬さ分布を示す。

サブマージアーク溶接

この溶接法は主に圧力容器の円周溶接を行うのに用いられている。この目的に、従来には FTS-7 フラックスと Sv-10 NiMo ワイヤ、(0.1% 以下炭素，1.0~1.5% ニッケル，0.4~0.6% マンガン) の組合せがすすめられていた。直径 5 および 8 mm のワイヤを使用した多層サブマージアーク溶接条件についての研究が行われている。直径 8 mm のワイヤによる溶接は溶接継手の欠陥防止という点から好ましい。圧力容器の突合せ円周溶接の開先形状はいずれの場合でも同じである (Fig. 10)。直径 8 mm のワイヤによる溶接条件を Table 9 に示す。

焼戻し後の溶着金属および溶接継手の機械的性質を、Table 8 に、さらに焼戻し後時効した場合の機械的性質を Table 10 に示す。溶接継手横断面の硬度分布を Fig. 11 に示す。

溶接のままの多層サブマージ溶接金属の組織は、炭化物の分散した針状フェライトである。この溶接金属の硬さは約 196 HB である。熱影響部はもっと粗いフェライトーソルバイト組織で硬さは約 240 HB である (Fig. 11 参照)。

Table 8 板厚 135 mm の 16 MnNiMo 鋼板に溶接棒 TSL-21 による手溶接，サブマージアーク溶接およびエレクトロスラグ溶接による溶接継手および溶着金属の機械的性質^{11,17)} (平均値)

溶 接 法	熱 処 理	試験温度 °C	降 伏 点 kg/mm ²	引張り強さ kg/mm ²	伸 び %	絞 り %	溶着金属の衝撃値 kg-m/cm ²			
							+20°C	-40°C	時効後	融合線 (20°C)
手 溶 接 TSL-21 溶 接 棒 直 径 4~5 mm	670±10°C 1回焼戻し	20	44	58	25	63	17.0	—	—	14.0
		370	42	63	24	57	27.0	—	—	23.0
	670±10°C 2回焼戻し	20	40	55	26	68	22.0	—	—	—
		370	38	52	26	67	21.0	—	—	—
自 動 溶 接 FTS-7 フラックス	670±10°C 2回焼戻し	20	36	51	26	69	15.0	—	—	15
		370	35	50.5	22	56	12.0	—	—	12
	670±10°C 3回焼戻し	20	32	51	26	65	12	—	—	14.1
		370	32	51	24	56	11	—	—	11.7
自 動 溶 接 FTS-6 フラックス (マンガン-シリケート系)	670±10°C 1回焼戻し	20	39	61	22	55	8.2	5.8	6.1	9.1
		370	37	37	21	48	14.0	—	—	—
自 動 溶 接 FTS-11 フラックス	670±10°C 1回焼戻し	20	38	67	24	60	24	12.3	8.7	12.0
		350	40	67	30	58	30	—	—	—
エレクトロスラグ溶接 Sv-10 NiMo ワイヤ	670±10°C 焼戻し	20	40	56	24	67	12.8	—	—	13.6
		370	36	57	21	50	9.5	—	—	12.5
FTS-7 フラックス	950°C 焼ならし 670±10°C 焼戻し	20	32	48	18	45	7.0	—	—	—
		370	26	48	—	—	—	—	—	—

備考 FTS-7 フラックスには直径 8 mm のワイヤを、FTS-6 と FTS-11 フラックスには直径 6 mm のワイヤを用いた値

Fig. 10 板厚 100 mm 以上の 16 MnNiMo 鋼板の多層突合せ継手の開先形状

Fig. 11 FTS-7 フラックスを用いた 16 MnNiMo 鋼の溶接継手の硬さ分布¹¹⁾
a) 熱処理なし b) 二回焼戻し

670°C±10°C の温度で 3 回焼戻しを繰り返せば、炭化物の凝集が始まり、硬さで 40~60 低下する。370°C で 1000 時間時効してもいちじるしい組織の変化は生じなかった。

FTS-7 フラックスは、マンガン-マグネシウムけい酸塩系 (24.0~27.0% MnO, 10~18% MgO) に属する。マンガンおよびけい素反応に関しては、このフラックスは化学的に活性である¹⁶⁾。このため、溶融池内部から分散した酸化物の介在物を生じ、溶着金属は清浄でない。最近では、余り活性でない、あるいは完全に反応がおさえられたフラックスもいくつか開発されている。このフラックスの一つが、FTS-11 フラックスであり、この FTS-11 フラックスは Sv-10 NiMo ワイヤと組合せれば、Table 8 のごとく衝撃値の高い清浄な多層溶着金属が得られる。多層溶接後、670°C±10°C で焼戻しをしなければならない。

Table 9 135 mm 厚の 16 MnNiMo 鋼の多層自動溶接条件

層数	溶 接 条 件			ワイヤ直径 mm	ワイヤ先端からの開先端面までの距離 mm
	アーク電圧 V	溶接電流 A	溶接速度 m/hr		
1-3	36-38	1000	28.0	8.0	溝の中央部にワイヤがある
4-6	34-36	1000	30.0	8.0	8.0
7-9	36-38	1000	25.0	8.0	9.0
10-18	36-38	1000	25.0	8.0	9.0
19-30	36-38	1100	20.0	8.0	10.0
31-39	38-40	1200	20.0	8.0	10.0

備考 内側の溶接は、TSL-21 溶接棒による四層盛か二ないし三層のサブマージ溶接

Table 10 板厚 135 mm の 16 MnNiMo 鋼の FTS-7 フラックスによるサブマージ溶接継手を二度焼戻して、370°C で長時間時効した後の機械的性質 (平均値)

時効時間 hr	試験温度 °C	降伏点 kg/mm ²	引張り強さ kg/mm ²	伸び %	絞り %	衝撃値 kg-m/cm ²
0	20	40.5	54.5	23.2	66.4	14.5
100	20	39.0	53.5	25.0	60.4	10.0
300	20	40.0	53.5	25.8	56.0	11.2
500	20	40.5	54.3	21.8	51.2	10.2
700	20	41.6	55.4	23.0	54.0	12.7
1000	20	41.8	54.8	23.1	58.0	12.0
0	370	37.4	52.5	20.0	50.0	12.0
100	370	36.4	52.4	22.1	54.7	9.9
300	370	35.4	52.4	22.4	53.8	9.4
500	370	38.5	53.4	21.6	44.7	8.6
700	370	34.8	51.2	20.0	49.5	9.2
1000	370	33.0	49.0	24.7	59.3	10.4

エレクトロスラグ溶接¹⁷⁾

16 MnNiMo 鋼のエレクトロスラグ溶接は圧力容器のシールの縦溶接に開発された。この溶接材料としては、FTS-7 フラックスと Sv-10NiMo ワイヤの組合せが用いられる。母材の板厚が 150 mm 以下の場合には、直径 3 mm ワイヤの一電極エレクトロスラグ溶接を行なう。溶接継手の焼戻しおよび焼ならし後焼戻した場合の機械的性質を Table 8 に示す。溶接継手横断面の溶接のままの硬度分布を Fig. 12 に示す。

溶接直後の溶着金属の顕微鏡組織は、粒界にそったフェライトで縁どりされたソルバイト型パーライトから成っている。焼ならしして焼戻されたものでは、細粒フェライト-パーライト組織が見られる。

16 MnNiMo 鋼厚板の性質の均一性を増すために、平鋼炉をエレクトロスラグ再溶解 (16 MnNiMoS 鋼) して、普通の平炉鋼と比較した。この両者の鋼の比較を以下に示す一連の方法によって行なった。

Fig. 12 16 MnNiMo 鋼のエレクトロスラグ溶接継手の硬さ分布 (溶接のまま)¹⁷⁾

サベルカ教授による試験法¹⁸⁾

この試験法に従って一層サブマージ溶接の融合線からの種々の距離でノッチを入れた溶接方向に直角な試片で、熱影響部の衝撃値を求めた。(溶接条件; 溶接電流 600~650 A, アーク電圧 35~38 V, 溶接速度 40 m/hr, 板厚 25 mm). 溶接後, 溶接試片は 670°C に焼戻された. この試験結果を Fig. 13 に示す.

Fig. 13 熱影響部における衝撃値分布
上側の曲線: 16 MnNiMoS 鋼
下側の曲線: 16 MnNiMo 鋼
(J. Cabelka 法)

融合線上へノッチをつけた試片の衝撃値

Fig. 14 に示すように, 溶接部ルート部から融合線上へノッチをつけた試片を切り出した. 溶接条件は次の通

Fig. 14 融合線上に切り欠き頂部を有するルート溶接の試験片形状

りである; 溶接電流 650~700 A, アーク電圧 36~40 V, 溶接速度 30 m/hr. この試験法では実的な熱影響部全体としての衝撃破壊に対する抵抗を求め得る. 試験結果を Table 11 に示す.

Table 11 16 MnNiMo 鋼および 16 MnNiMoS 鋼の熱影響部の衝撃値, kg·m/cm²

16 MnNiMo 鋼		16 MnNiMoS 鋼	
溶接のまま	670±10°C 焼戻し	溶接のまま	670±10°C 焼戻し
3.5	7.7	12.7	13.0
5.8	10.4	11.0	11.1
5.3	6.6	7.5	9.5
3.2	7.5	10.8	20.5
4.5	8.1	11.1	13.4
4.7	6.1	8.3	20.5
(4.5)	(7.7)	(8.6)	(14.7)

備考 () 内は平均値を示す

溶接熱サイクルをうけた試片の衝撃値

実際の多層溶接の熱サイクルと同一の溶接熱サイクルを, 長方形断面の中央部に TSNIITMASH で設計した TCW 装置 (溶接熱サイクル装置) の設定したプログラムにより, 融合線からの距離に対応し再現した. 最高加熱温度は, 700~1400°C である. いくつかの試片は 670°C±10°C の温度で焼戻しをうける. この溶接熱サイクル再現試片はすべて Mesneges ノッチ試片とした. この試験結果を Fig. 15 に示す.

Fig. 15 16 MnNiMoS 鋼および 16 MnNiMo 鋼の熱サイクル再現試験片における最高加熱温度の衝撃値におよぼす影響

- 1) 16 MnNiMoS 鋼 熱処理なし
- 2) 16 MnNiMoS 鋼 670°C 焼戻し
- 3) 16 MnNiMo 鋼 熱処理なし
- 4) 16 MnNiMo 鋼 670°C 焼戻し

上述のデータは, 他の冶金的な処理方法 (たとえば真空溶解) と同じように, エレクトロスラグ再溶解が熱影響部性質の改善の一つの可能な方法であることを示している.

上述の研究により, 大容量ボイラーの溶接ドラムの製造に対して, この鋼の使用が可能となったのである.

この論文は、著者らおよび TSNITMASH, パトン研究所, 工場の数多くの科学者達や技術者達の研究および実験結果さらに工業的なデータをもとに準備したものである。その中には, G.I. Babushkina, A.I. Rymkevich, E.G. Malyshevskaya, A.M. Sokolova, V.N. Suslov, B.I. Lazarev, I.E. Tutov, I.L. Brinberg, N.N. Potapov, A.I. Tarnovsky, V.M. Biryukov 他の人々が含まれている。

著者らは、これら全ての人々に対し特別の謝意を表します。

文 献

- 1) И. Р. Крянин. Металлы для гидротурбин. Изд-во "Машиностроение". Москва, 1969.
- 2) И. Р. Крянин, Г. И. Бабушкина. Исследование металлов и технологии для деталей мощных гидротурбин, сб. ЦНИИТМАШ, No. 46-47, 1964.
- 3) И. Р. Крянин, Г. И. Бабушкина. Малоуглеродистая нержавеющая сталь ОХ12НДЛ, сб. ЦНИИТМАШ, No. 64-65, 1966.
- 4) М. Х. Шоршоров. Металловедение сварки стали и сплавов титана, Изд-во "Наука", 1965.
- 5) А. М. Соколова. Исследования технологической прочности сварных соединений гидротурбинных сталей; автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук, ЦНИИТМАШ, 1968.
- 6) C. L. M. Cottrell, Controlled Thermal Severity Cracking Test Simulates Practical Welding Joints, Welding Journal, No. 6, 1953.
- 7) А. И. Рымкевич, А. С. Гельман. Электродуговая сварка высоколегированных сталей ОХ18Н3ГЗД2Л и ОХ12НДЛ с низколегированной сталью. Сварочное производство, No. 7, 1954.
- 8) Г. З. Волошкевич, И. И. Сушук-Слюсаренко, В. П. Андреев. Изготовление сварно-литых рабочих колес гидротурбин. Автоматическая сварка, No. 2, 1968.
- 9) Б. Е. Патон. Электродуговая сварка. Москва-Киев, 1959.
- 10) К. В. Любавский, М. М. Тимофеев. Электродная проволока и флюсы для автоматической и полуавтоматической сварки сталей под флюсом. Справочник по сварке, т. 2 под редакцией Е. В. Соколова Машгиз, 1961.
- 11) К. В. Любавский, В. И. Лазарев. Сварка высокопрочной стали для толстостенных сосудов высокого давления, сб. под ред. К. В. Любавского, Машгиз, Москва, 1955.
- 12) К. В. Любавский, В. И. Лазарев, И. Е. Тутов. Марганцево-никельмолибденовая сталь для барабанов котлов и сосудов высоких и сверхвысоких параметров (сталь 16ГНМ), авторское свидетельство No. 106945 с приоритетом от 11 декабря 1950 г.
- 13) А. П. Гуляев. Металловедение. Москва, 1961.
- 14) К. В. Любавский, В. И. Лазарев. Многопроходная автоматическая сварка котельных сталей больших толщин. Автогенное дело, No. 2, 1949.
- 15) В. Н. Суслов, В. А. Вдовин, А. Л. Иванов, В. И. Бирюков, Е. Г. Малышевская. Разработка принципиальной технологии дуговой электросварки рабочего колеса из нержавеющей стали, сб. ЦНИИТМАШ, No. 64-65, 1966.
- 16) В. Н. Суслов, В. А. Вдовин, М. Ф. Хрусталев, Е. Г. Малышевская, В. М. Бирюков, Н. Ф. Терещенко. Экспериментальные работы по дуговой электросварке стали разных классов и изготовление опытного рабочего колеса гидротурбины Братской ГЭС, сб. ЦНИИТМАШ, No. 64-65, 1966.
- 17) И. Л. Бринберг, Л. В. Голуб. Электродуговая сварка стали 16ГНМ, Сварочное производство, No. 9, 1955.
- 18) J. Cabelka. Svaritelnost makkych konstrukcnych oceli, Bratislava, 1948.
- 19) К. В. Любавский. Металлургия сварки сталей плавлением. Справочник по сварке, Машгиз, 1961 г.

(益本 功, 篠田 剛訳)

イオン理論からみたエレクトロ・slag溶解法 における冶金反応*

J. ゼーケ**

Metallurgical Processes During Electroslog Melting Process from The Viewpoint of Ion Theory*

by Július Zeke**

1. 緒 論

エレクトロ・slag溶解法はキエフのパトン溶接研究所で創始された方法であって、これに使う材料はサブマージ・アーク溶接法の知識をもとにしていた。技術開発の初期のころは、エレクトロ・slag溶接のフラックス

としてサブマージ・アーク溶接のものと同じものを使用していた。そして溶接の場合だけでなく、溶解の場合も同様であった。

slagと熔融金属浴の間でおきる冶金反応過程の説明も、実際にはサブマージ・アーク溶接と同様に、エレクトロ・slag溶接およびエレクトロ・slag溶解の場合を考えてきたのであるが、その説明の多くはslag構造を分子論的に扱ったものであった。

* 原稿受付 昭和45年1月8日

** ブラチスラバ溶接研究所 Welding Research Institute, Bratislava (チェコスロバキア)