強度ミスマッチが軟質溶接継手の 強度に及ぼす影響の微視組織を考慮した評価*

－HT950 溶接継手における力学的検討－

北野 萌一**, 岡野 成威***, 望月 正人***,
大西 一志****, 川畑 友弥*****, 堺堀 英男****

Evaluation of the Effect of Strength Mismatch in Under-matched Joints on the Static Tensile Strength of Welded Joints by Considering Microstructure*

- Mechanical Discussion on 950MPa Class Steel Plate Welded Joint -

by KITANO Houichi**, OKANO Shigetaka***, MOCHIZUKI Masahito***,
ONISHI Kazushi****, KAWABATA Tomoya***** and SAKAIBORI Hideo****

High tensile strength 950MPa steel, HT950, which is steel used in penstocks, was developed to provide two vital properties: fracture arrest to stop brittle fracture, and high weldability. This steel has been already used for penstocks in some hydropower plants in Japan. To widely apply high tensile strength steels in penstocks in the future, fewer restrictions against their welding conditions such as preheat- and postheat-temperature controls are required. One proposed solution is to undermatch the strength of the filler metal to that of the base material. This allows less pre-heating, or no preheating at all, and use of conventional rod and process management is easier.

Previous studies have shown that there are softening conditions under which the strength of the joint can be considered as that of the base material. However, The shape and distribution of the soft region is assumed to be ideal.

In this study, the method for calculating the change of the strength in heat affected zone (HAZ) during welding process is discussed. Then, the influence of the strength distribution of HAZ and welded zone to the strength of the joint is investigated by wide plate test in both experiment and elastic-plastic analysis. Applicability of under-matched joints to penstock fabrication is considered by these discussions. As the results, it is concluded that the Vickers hardness distribution in HAZ can be estimated by the method which is proposed in this study and the strength of the under-matched joints are enough high in both experiment and analysis in which the Vickers hardness distribution is considered. By these conclusions, applicability of under-matched joints whose weld metal is HT570 class to penstock fabrication is conformed.

Key Words: ultimate tensile strength, soft interlayer, strength mismatch, penstock, HT950

1. 緒 言

水圧鉄管用高張力鋼である HT950 鋼は、アレスト特性の具備と良好な溶接性の確保を目指して開発され、国内の複数の水力発電所において実用化を果たしている¹⁾。ここで、今後の水圧鉄管への高張力鋼のさらなる適用を考えたとき、溶接施工時における予熱、後熱等の制約条件の緩和が重要な技術課題であると考えられる^{2, 3)}。その解決のための方法として、例えば予熱フリーを狙う溶接材料が検討されてい

るが、希少な添加物を配合することによりきわめて高価な溶接材料となったり、溶接割れを防止するために残留オーステナイトを多く存在させることで非破壊検査上、欠陥検出が困難になったりするといった別の問題が発生することもある。想定され、実用にはまだ時間がかかると考えられる。

また、新しい溶接材料の開発以外の方法として、溶接金属の強度を母材以下とするという方法がある。この方法は、予熱温度を低減ないしは予熱フリーとすることができうえに従来の適用実績の多い溶接金属を用いることができるため、施工管理も比較的容易である^{4, 5)}。ここで、継手の中に軟質領域が存在する場合、その領域が狭い場合には塑性拘束効果により継手としての強度は母材相当と見なせる条件が存在するということが過去の知見により明らかにされている⁶⁻¹⁴⁾。

しかし、従来の塑性拘束効果に関する研究において軟質領域は理想的な形状、強度分布が仮定されており、母材と軟質部からなる 2 層継手が想定されている場合が多く、今後、水圧鉄管への高張力鋼の適用拡大を目指し、良好な溶

*受付日 平成22年 4 月30日 受理日 平成22年 8 月 3 日 溶接構造シンポジウム2009平成21年11月で発表

**学生員 大阪大学大学院工学研究科 Student member, Graduate School of Engineering, Osaka University

***正 員 大阪大学大学院工学研究科 Member, Graduate School of Engineering, Osaka University

**** 住友金属工業 Sumitomo Metal Industries, Ltd.

*****正 員 住友金属工業 Member, Sumitomo Metal Industries, Ltd.

接性を確保する目的でアンダーマッチを積極的に取り入れた設計を行うためには、HT950 鋼継手における溶接部および溶接熱影響部に生じる強度不均質が継手全体の変形および強度に及ぼす影響を評価する必要があると考えられる。

そこで、本研究ではまず HT950 鋼継手の溶接熱影響部における強度変化を、強度と相関のある組織硬さ変化により把握するために、溶接熱サイクル再現試験による組織硬さ変化を踏まえた溶接熱影響部組織硬さの予測手法について検討を行う。その上で、大径管である水圧鉄管のシーム溶接部の内圧に対する継手静的強度をほぼ評価することが可能な広幅溶接継手の引張試験およびそれを模した数値シミュレーションを行う。

これらの検討により溶接部の強度および溶接熱影響部の強度を考慮した詳細な継手静的強度の評価を行い、HT950 鋼板アンダーマッチ溶接継手の水圧鉄管への適用性に関して検討する。

2. 材料評価試験

2.1 HT950 鋼板および使用した溶接金属の組成および機械的特性

本研究で用いる HT950 鋼板、および、HT950 鋼、HT780 鋼、HT570 鋼相当の溶接金属の化学組成を Table 1 に、HT950 鋼板の引張試験結果を Table 2 に、溶接金属の引張試験結果を Table 3 に示す。ここで、溶接金属に関する試験は Table 4 に示す条件、Fig. 1 に示す開先形状で作製した溶接継手から取り出して実施したもので母材溶融に伴う希釈も考慮した値となっている。

Table 1 より、HT950 鋼板およびすべての溶接金属の化学組成において靱性および溶接性に有害である P および S が通常の鋼材と比べて低い値となっていることがわかる。ま

Table 1 Chemical compositions of material used(mass%)

		C	Si	Mn	P	S	Ni	others	Ceq ^W	Pcm
Base metal		0.10	0.21	0.96	0.005	<0.001	1.49	Cu, Cr, Mo, V, Nb, B	0.55	0.26
Weld metal	HT950	0.08	0.29	1.20	0.004	0.002	2.52	Cu, Cr, Mo, V	0.65	0.28
	HT780	0.07	0.39	1.10	0.010	0.001	2.41	Cu, Cr, Mo, V	0.51	0.24
	HT570	0.06	0.35	1.40	0.011	0.005	0.27	Cu, Cr, Mo, V	0.43	0.19
	HT570 (Narrow groove)	0.07	0.34	1.30	0.010	0.003	0.52	Cu, Cr, Mo, V	0.47	0.21

Carbon equivalent : Ceq^W=C+Si/24+Mn/6+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14

Weld Crack Sensitivity : Pcm=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B

Table 2 Tensile test results of base metal.

Direction	Specimen: JIS No.4 (Diameter of test specimen:14mm, Gage length:50mm)				
	0.2% proof strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Yield ratio (%)	Breaking elongation (%)	Reduction of area (%)
L	965	984	98.1	24.1	69.0
	970	988	98.2	24.3	65.7
T	1031	1032	99.9	20.9	62.3
	1031	1032	99.9	22.7	66.6
Specification ¹⁵⁾	≥885	950-1130	-	≥12	-

Table 3 Tensile test results of weld metal.

Weld metal	0.2% proof strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Reduction of area (%)
HT950	926	999	64.3
	929	1009	61.2
HT780	772	840	70.0
	809	879	70.1
HT570	623	677	75.3
	587	660	72.5
HT570 (narrow groove)	664	730	72.8
	620	704	69.9

Table 4 Welding parameter.

Groove	Shielded gas	Welding consumable	Preheat (°C)	Inter-pass temp.[aim] (°C)	Current (A)	Voltage (V)	Speed (mm/min.)	Heat input (kJ/mm)
Normal	Ar80% -CO ₂	950MPa class	125	100 ~125[125]	270	31.0	310	1.62
		780MPa class	100	100 ~220[175]				
		570MPa class	N/A	~250[220]				
Narrow		570MPa class	N/A	~250[220]

Fig. 1 Groove shape.

Fig. 2 Macro observation of welded joint.

た、Table 1 および Table 3 に示している HT570 鋼相当の溶接金属に対する試験結果から、狭開先であるほうが通常開先である場合と比べて、化学組成は母材に近づき、強度は上昇していることがわかる。これは狭開先である場合のほうが溶接金属はより多く母材に希釈されているためであると考えられる。また、Table 2 より、母材の強度は圧延方向の影響をあまり受けていないことがわかる。なお、作製した継手の溶接部における概観を Fig. 2 に示しているが、通常開先を使用した場合の各継手の溶け込み形状はほぼ一致していることがわかる。

2.2 再現熱サイクル試験

再現熱サイクル試験では Table 5 に示すように最高到達温度を溶融点直下の 1450℃、 A_{c3} 点と溶融点の間の 1200℃ および 1000℃、 A_{c1} 点と A_{c3} 点の間の 800℃ の 4 種類に設定し、冷却速度は百分岡の式¹⁶⁾により 2 種類の冷却速度を設定して、Table 6 に示すようにこれらを組み合わせた 2 サイクルの熱を試験片に与えて行った。ここで、表中の再現熱サイクル条件名は最高到達温度と 800℃ から 500℃ までの冷却時間 $t_{800-500}$ の大小 (L: Long, S: Short) により定めており、条件 L は板厚 20 mm-入熱量 5.0 kJ/mm 相当の溶接条件、条件 S は板厚 50 mm-入熱量 2.0 kJ/mm 相当の溶接条件での冷却速度を模擬したものであり、Table 4 に示した実際の溶接条件における冷却速度は条件 L と条件 S の間に含まれると考えられる。 A_{c1} 点および A_{c3} 点については HT950 鋼板 (母材) に対して行われたフォーマスター試験 (押棒式熱膨張測定試験¹⁷⁾) により得られた温度-伸び曲線より、 A_{c1} 点を 750℃、 A_{c3} 点を 850℃ と決定しており、昇温速度による影響は考慮していない。また、多層溶接部の多重熱サイクルを模擬しているため、2 サイクル目は 1 サイクル目の最高到達温度よりも低いもののみ行った。試験後の試験片に対して行ったビッカース硬さ試験の結果を Table 7 に示す。ここで、表中の試験条件名は、(1 サイクル目の再現熱サイクル条件名)-(2 サイクル目の再現熱サイクル条件名) により表記している。この表より、1 サイクル目および 2 サイクル目の両方が A_{c3} 点以上に加熱された場合には組織が硬化しているが、最高到達温度 1450℃、1200℃、1000℃ の組み合わせが組織の硬化に及ぼす影響は同様の冷却速度ではほとんど無いことがわかる。

また、最後の熱サイクルが A_{c1} 点と A_{c3} 点の間の 800℃ に加熱された場合には概ね軟化しており、1 サイクル目の最高到達温度が高いほうが大きく軟化していることがわかる。しかし、1 サイクル目の最高到達温度が 1000℃ で 2 サイクル目の最高到達温度が 800℃ である場合、 T_{max} が 800℃ の 1 サイクルの場合の硬さとほぼ変わっていない。これは、最高到達温度が A_{c1} 点と A_{c3} 点の間の場合に起こる焼戻しによる組織の軟化がその前の熱サイクルまでに生じている炭化物の析出量の影響を受けているためであると考えられる^{18, 19)}。

Table 5 Simulated cases of thermal cycle.

	T_1 (°C)	t_{T1} (s)	t_{T1-800} (s)	$t_{1200-800}$ (s)	$t_{800-500}$ (s)	$t_{500-300}$ (s)	$t_{300-200}$ (s)
1450L	1450	2	2	9	19	49	79
1200L	1200	2	-	10	20	49	79
1000L	1000	2	-	5	21	49	80
800L	800	2	-	-	27	50	80
1450S	1450	1	2	5	10	30	87
1200S	1200	1	-	3	10	30	87
1000S	1000	1	-	2	11	30	87
800S	800	1	-	-	13	30	87

Table 6 Condition of thermal cycle for multiple thermal cycles.

No.	1 st cycle	2 nd cycle	No.	1 st cycle	2 nd cycle
1	1450L	-	11	1450S	-
2	1450L	1200L	12	1450S	1200S
3	1450L	1000L	13	1450S	1000S
4	1450L	800L	14	1450S	800S
5	1200L	-	15	1200S	-
6	1200L	1000L	16	1200S	1000S
7	1200L	800L	17	1200S	800S
8	1000L	-	18	1000S	-
9	1000L	800L	19	1000S	800S
10	800L	-	20	800S	-

Table 7 Result of Vickers hardness test.

No.	Vickers hardness	No.	Vickers hardness
1450L	346	1450S	359
1450L-1000L	347	1450S-1000S	350
1450L-1200L	332	1450S-1200S	351
1450L-800L	283	1450S-800S	294
1200L	344	1200S	357
1200L-1000L	361	1200S-1000S	357
1200L-800L	297	1200S-800S	303
1000L	346	1000S	356
1000L-800L	317	1000S-800S	320
800L	311	800S	327

Base metal: 320 HV

3. 熱履歴を考慮した組織硬さ予測手法の構築

前章で、溶接を模擬した多重熱サイクルと組織硬さ変化の関係が実験により得られた。しかし、溶接継手において熱影響部が受ける熱サイクルは位置により連続的に変化するのでそれに応じて組織硬さおよび強度も変化する。そこで、溶接熱影響部における溶接熱サイクルによる組織硬さ分布を予測することができる手法を構築し、溶接熱サイクルと組織硬さの関係を評価する。

3.1 組織硬さ予測方法

まず、冷却速度による組織の硬さへの影響は800℃から500℃までの冷却時間 $t_{800-500}$ により考えられるものとする。また、多層溶接において、各組織は複数の熱サイクルを受けることになり、それらの影響が重畳した結果としての硬さを予測すべきである。以降で、最後の熱サイクルにおける最高到達温度により場合分けを行い、組織硬さ予測法について検討を行う。

まず、最後の熱サイクルにおける最高到達温度が A_{c1} 点以下である場合、硬さへの影響はほとんど無いと考えられるため一つ前のサイクルを最後の熱サイクルとみなすこととする。次に、最後の熱サイクルの最高到達温度が A_{c1} と A_{c3} の間にある場合には、まず、最高到達温度が A_{c1} と A_{c3} のちょうど中間である800℃である場合の硬さ HV_{800} を基準として、その他の最高到達温度では、Fig. 3に示すように同様の冷却速度における最高到達温度が800℃以下の場合には A_{c1} 点以下に加熱された場合の硬さに、最高到達温度が800℃以上の場合には A_{c3} 点以上に加熱された場合の硬さに線形的に近づいていくものとする。また HV_{800} については、前章の実験結果より、最後より一つ前の熱履歴までの全ての熱サイクルにおける最高到達温度が1000℃以下であれば最後の熱履歴のみを考慮すればよいものとし、1000℃以上の場合にはその硬さ低下への影響は一つ前の熱サイクルまでにおけるもっとも高い最高到達温度と1000℃の差により線形的に大きくなると仮定する。また、最後に受ける熱サイクルの最高到達温度が A_{c3} 点以上である場合には、すべての組織がオーステナイト変態を起こすため、それまでの熱サイクルおよび T_{max} の影響はなく組織の硬さは最後の熱サイクルの冷却速度 $t_{800-500}$ による影響のみを受けるとする。

以上の考察をまとめて、前章の実験結果より定数および係数を定めると、複数パス溶接における各部の組織硬さは以下の式により得られる。ここで、 n パス目の溶接における最高到達温度を T_{max}^n 、冷却時間を $t_{800-500}^n$ 、1パス目から $(n-1)$ パス目までの最高到達温度の最大値を $T_{max}^{1 \sim n-1}$ としている。また、1パス目の場合には $T_{max}^{1 \sim n-1} = 0$ 、 $HV' = 320$ とする。

1 $T_{max} < A_{c1}$ の場合

$HV = HV'$ (HV' は一つ前の熱サイクルにおける硬さ)

Fig. 3 Simplified Vickers hardness change.

2 $A_{c1} < T_{max} < A_{c3}$ の場合

$$HV_{800} = \begin{cases} -1.14(t_{800-500} - 27) + 311 & (T_{max}^{1 \sim n-1} \leq 1000) \\ -1.14(t_{800-500} - 27) - 0.075(T_{max}^{1 \sim n-1} - 1000) + 317 & (T_{max}^{1 \sim n-1} > 1000) \end{cases}$$

$$HV = \begin{cases} \frac{HV_{800} - HV'}{50}(T_{max} - 800) + HV_{800} & (T_{max} \leq 800) \\ \left\{ \frac{-1.44(t_{800-500}^n - 19) + 346 - HV_{800}}{50} \right\} (T_{max} - 800) + HV_{800} & (T_{max} > 800) \end{cases}$$

3 $A_{c3} < T_{max}$ の場合

$$HV = -1.44(t_{800-500} - 19) + 346$$

3.2 予測式による溶接熱影響部組織硬さ変化に関する考察

1パス溶接における HV_{800} について $t_{800-500}$ によって整理したものをFig. 4に示す。また、複数熱サイクルを受ける場合の HV_{800} についていくつかの $T_{max}^{1 \sim n-1}$ について $t_{800-500}$ によって整理したものをFig. 5に示す。ここで、各図中にはTable 7

Fig. 4 Relationship between HV_{800} and cooling rate (single pass).

Fig. 5 Relationship between HV_{800} and cooling rate (multi pass).

で示した実験結果を併せて示している。これらの図より、 $T_{\max}^{l-n-l}$ が 1000°C の場合と 1 パス溶接において予測される硬さは等しくなり、融点直下まで温度が上昇した履歴を持つ組織がもっとも軟化しており実験結果と同様の傾向が表現できていることがわかる。

3.3 熱伝導数値シミュレーション方法

熱伝導数値シミュレーションには汎用有限要素解析コード ABAQUS ver 6.7 を用い、使用する比熱、熱伝導率は類似鋼 (0.07C-0.2Si-3.0Mn 鋼) に対する実験値から母材およびすべての溶接金属について Fig. 6, Fig. 7 のようにした。ここで、図中のプロットは実験値であり、実線は実験範囲内の内挿した値であり、破線は外挿した値である。密度は $7.76 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ とし、入熱条件は実際の入熱量を勘案し、溶け込み形状を実際に作製した溶接継手に合わせるために溶接金属を 3 秒間 2000°C に保持するとして、多重熱サイクルを模擬した。

3.4 硬さ予測結果

熱伝導数値シミュレーション結果より得られた熱履歴に、本研究で提案した硬さ予測式を適用することにより得られた予測硬さ分布図を Fig. 8 に、実継手より得られた板厚中心におけるビッカース硬さと予測結果を比較したものを

Fig. 6 Temperature dependency of specific heat.

Fig. 7 Temperature dependency of heat conductivity.

Fig. 9 に示す。ここで、測定基準点は図中に示すように数値シミュレーションにおける開先部と測定線の交点としており、実継手から得られた結果と予測結果は溶接金属部の中央 (位置: 1.29 mm) を揃えて示している。また、図中に示している母材、HAZ および溶接金属部の境界は予測結果をもとに決定しているが、実継手より得られた結果ともよく一致してしており、各部内における分布もほぼ一致していることがわかる。ここでは溶接金属が HT570 鋼相当の場合について示しているが、他の継手の場合においても、この図と同様にビッカース硬さの予測値は実測値とよい一致を示すことを確認している。これらより、溶接金属部の形状が一致するような入熱を定めると、本予測式により得られる硬さ分布は実継手における硬さ分布とほぼ一致することがわかる。

4. 実溶接継手における強度不均質の継手引張強さに対する影響

前章で本研究において提案した多重熱サイクルを考慮した組織硬さ予測法を用いて溶接による熱影響部での硬さ変化を予測することが可能であることを示した。そこで、次に、実溶接継手の強度に対する強度不均質の影響に関して考察を行うために広幅平板溶接継手引張試験および試験を模擬した数値シミュレーションを行う。

Fig. 8 Result of numerical analysis of Vickers hardness distribution (HT570 class weld metal).

Fig. 9 Comparison of Vickers hardness distribution (HT570 class weld metal).

Fig. 10 Configuration of wide plate test specimen.

Fig. 11 Wide plate test.

4.1 試験方法および数値シミュレーション方法

広幅平板溶接継手引張試験は第 2 章において作製した溶接継手を使用して行った。溶接継手寸法および試験の概観を Fig. 10, Fig. 11 に示す。ここで、標点間距離は 260 mm としている。また、試験を模擬した数値シミュレーションにおいては軟質部に強度分布がある場合には、平均化した強度を用いることで継手の強度の評価が可能であるという新富らの研究¹⁴⁾を踏まえ、機械的特性を HT950 鋼板および各溶接金属の引張試験結果、溶接継手硬さ分布測定結果および前章で行った組織硬さ予測結果を参考に Fig. 12 のように母材、溶接熱影響部、溶接金属部に平均化した強度を割り当て、各部の微視組織の強度を簡易的に考慮することにより行っている。数値シミュレーションに用いたメッシュ図を Fig. 13 に示す。

4.2 溶接金属強度および開先形状の引張強さに対する影響

Fig. 14 に溶接金属が HT570 鋼相当の狭開先継手の場合における、引張過程での代表的な負荷状態におけるミーゼスの相当応力分布を示す。図中の矢印は継手引張荷重の大き

Fig. 12 Simplified model for considering strength distribution.

Fig. 13 Mesh used for FEM.

さを模式的に示したものである。これらの図より、ひずみが大きくなるにつれて溶接部近傍における応力の集中が大きくなり、最終的に溶接金属部でくびれ変形が生じていくことがわかる。

それぞれの溶接材料、開先形状を用いた場合について、引張試験および数値シミュレーションにより得られる公称応力-公称ひずみ関係を Fig. 15 に示す。図中には HT950 鋼製水圧鉄管溶接継手の継手引張強さの規格値¹⁵⁾ (950MPa) および設計応力となる継手許容応力の規格値¹⁵⁾ (442.5MPa) を点線で示しており、実験結果、数値解析結果ともに 0.2% 耐力点は×印で示している。また、Fig. 15 (c) に示す溶接金属が HT570 鋼相当の通常開先の場合のみ、参考として、組織硬さ予測シミュレーション結果により得られる強度分布を平均化せずにそのまま用いた場合 (Direct model) に数値シミュレーションにより得られる公称応力-公称ひずみ関係を併せて示している。これらの図より、まず、Fig. 15 (c) に示した微視組織の強度分布を平均化して簡易的に評価した場合と組織硬さ予測シミュレーション結果により得られる強度分布を平均化せずにそのまま用いた場合の公称応力-公称ひずみ関係を比較するとほとんど差異はないが、一様伸び、引張強さともに簡易的に強度分布を評価した場合のほうが若干実験結果に近いことがわかる。これは、軟質部である溶接金属部の寸法が組織硬さ予測シミュレーション結果により得られる強度分布を平均化せずにそのまま用いた場合には必ずしも一致していないためであると考えられる。また、各継手の 0.2% 耐力は試験結果と数値シミュレーショ

Fig. 14 Change of Mises's stress in welded joint used HT570 class weld metal with narrow groove.

Fig. 15 Comparison between FEM results and experimental results.

ン結果はよく一致しており、すべての溶接金属を使用した場合において継手許容応力以上の値となっていることがわかる。一様伸びに関しては傾向は一致しているものの溶接金属がHT780鋼相当の場合とHT570鋼相当の狭開先の場合は数値シミュレーションのほうが大きな値を示している。これは、実験では止端部での応力集中が必ずしも一定では

ないため、ある程度のバラツキが発生するためであると考えられる。引張強さに関しては試験結果と数値シミュレーション結果はよく一致しており、溶接金属がHT780鋼相当の場合はイーブンマッチ継手 (Fig. 15 (a)) の場合とほぼ同じ引張強さを示していることがわかる。溶接金属がHT570鋼相当の通常開先の場合にはイーブンマッチ継手の場合の

9割程度, 狭開先で9割7分程度の引張強さを示しており, 狭開先にすることにより塑性拘束効果が大きくなっており, さらに継手引張強さが規格値以上の値となっていることがわかる。

以上のように, HT950 鋼製水圧鉄管の溶接継手に, 適正な施工管理と開先設計を行うことにより, HT780 鋼相当の溶接金属, さらには HT570 鋼相当の溶接金属を使用した場合にも, 降伏応力, 引張強さともに規格強度を満たすことができることがわかった。よって, このようなアンダーマッチ継手を水圧鉄管に適用できる可能性が十分にあると考えられる。

5. 結 論

HT950 鋼製水圧鉄管の溶接継手の施工裕度を広げるため, 低強度の溶接材料を用いた場合に継手がどのような変形ならびに強度特性を示すかについて検討した。以下に得られた結果を示す。

1. 再現熱サイクル試験結果をもとに提案した, 溶接部の多重熱履歴を考慮した組織硬さ予測式により推定される組織硬さ分布は, 実継手における硬さ分布とよく一致した。
2. 実構造物を想定した広幅平板溶接継手引張試験およびそれを模擬した広幅平板引張数値シミュレーションを行ったところ, 試験結果と数値シミュレーション結果により得られる継手引張強さはよく一致した。
3. 試験結果およびシミュレーション結果から低強度溶接金属を使用した継手に引張負荷が加えられた場合には塑性拘束効果が生じていることが認められ, HT780 鋼相当の溶接金属, さらには HT570 鋼相当の溶接金属を水圧鉄管に適用できる可能性が十分にあることを, 継手の静的強度の観点から示した。

謝 辞

本研究の遂行に際して, 有意義な示唆をいただきました原子力サービスエンジニアリング株式会社 渡邊望氏に深く感謝の意を表します。実験の実施には住友金属テクノロジー(株)の植田貴之氏, 細田晃史氏にご協力いただきました。ここに記して感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) Japan Hydraulic Gate and Penstock Association, Technical Guide for Applying 950 N/mm² Class High Strength Steel to Hydraulic Penstock (1995).

- 2) Japan Hydraulic Gate and Penstock Association, Technical Standards for Hydraulic Gate and Penstock, Welding and Joining Version, 5th Edition (2007).
- 3) Electric Power Civil Engineering Association, "One Hundred Years' History of Hydraulic Power Technologies", (1992).
- 4) K. Satoh, M. Toyoda, K. Ukita, A. Nakamura and T. Matsuura, "Applicability of Undermatching Electrode to Circumferential Welded Joint of HT80 Penstock (1st Report)", Journal of Japan Welding Society 47-5 (1978), pp. 283-288. (in Japanese)
- 5) K. Satoh, M. Toyoda, K. Ukita, R. Shimoda, A. Nakamura and T. Matsuura, "Applicability of Undermatching Electrode to Circumferential Welded Joint of HT80 Penstock (2nd Report)" Journal of Japan Welding Society, 47-10 (1978), pp. 697-704. (in Japanese)
- 6) K. Satoh and M. Toyoda, "Static Tensile Properties of Welded Joints including Soft Interlayer", Transactions of Japan Welding Society, 1-1 (1972), pp. 7-12.
- 7) K. Satoh and M. Toyoda, "Mechanical Behaviors of Welded Plates Including a Soft Interlayer under Tension Parallel to a Weld Line", Transactions of Japan welding Society, 2-1 (1971), pp. 52-59.
- 8) K. Satoh and M. Toyoda, "Static Tensile and Brittle Fracture Strengths of Soft Welded Joints", Transactions of JWRI, 2-1 (1973), pp. 73-80.
- 9) K. Satoh and M. Toyoda, "Effect of Mechanical Heterogeneity on the Static Tensile Strength of Welded Joints", Journal of the Japan Welding Society, 40 (1971), pp. 885-900. (in Japanese)
- 10) K. Satoh and M. Toyoda, "Size Effect on Static Tensile Properties of Welded Joints Including Soft Interlayer", Journal of the Japan Welding Society, 37 (1970), pp. 58-70. (in Japanese)
- 11) Y. J. Kim, M. Koçak, R. A. Ainsworth and U. Zerbst, "SINTAP defect assessment procedure for strength mismatched structure", Engineering Fracture Mechanics, 67 (2000), pp. 529-546.
- 12) G. B. An, M. Ohata and M. Toyoda, "Effect of Strength Mis-match and Dynamic Loading on Ductile Fracture Initiation", Engineering Fracture Mechanics, 70 (2000), pp. 1359-1377.
- 13) M. Mochizuki, G. B. An and M. Toyoda, "Effect of Plastic Constraint and Strain Rate on Characteristics of Strength and Fracture in Undermatched Joints", Proceedings of the 2002 ASME Pressure Vessels and Piping Conference, 434 (2002), pp. 187-200.
- 14) T. Shintomi, I. Chikushi, Y. Hashimoto, M. Ohata, M. Mochizuki and M. Toyoda, "Effect of Weld HAZ Softening on Tensile Strength: Studies on Deformation and Strength in Welded Joints of Fine Grain Steel (Report 1), 21-3 (2003), pp. 397-403. (in Japanese)
- 15) JESC H0001, "Technical Indication of 950MPa class high strength steel for Penstock", (2000).
- 16) N. Yurioka and K. Kojima, "A Predictive Formula of Weld Metal Tensile Strength", Journal of the Japan Welding Society, 22-1 (2004), pp. 53-60. (in Japanese)
- 17) "Measurement Technique for Thermal Property - The Progress and Engineering Application - Japan Society of Mechanical Engineers Edition", YOKENDOU (1991), pp. 149-150. (in Japanese)
- 18) T. Inoue, "A New Tempering Parameter and Its Application to the Integration of Tempering Effect of Continuous Heat Cycle", Tetsu-to-Hagane, 60-10 (1980), pp. 74-83. (in Japanese)
- 19) T. Tsuchiyama, S. Takaki and S. Nakamura, "Effects of Insoluble Carbide on Microstructure and Hardness of Martensitic Stainless Steels", Tetsu-to-Hagane, 80-12 (1994), pp. 68-73. (in Japanese)