論文および報告

マンガンシリコン系高張力鋼の熔接性

(総括)*

木 原

博**

Weldability of High Tensile Manganese-Silicon
Structural Steels.—Summary—

By H. Kihara*

Summary

A development research of weldable high tensile manganese silicon structural steels with tensile strengths of 52 to 60 kg/mm² and with a satisfactory notch toughness, were investigated by the 6th Research Committee of the Shipbuilding Research Association of Japan.

Test steels were of nine production heats with the silicon contents varied from 0.1 to 0.6 percents to determine its optimum range. Eighteen kinds of tests; namely, notch sensitivity tests, bead-bend tests, cracking tests, heat-treatment tests, and etc., were used to evaluate the weldability of test steels, and the correlations among these tests were also studied.

From these studies, the composition limits and necessary properties to be adapted to weldable high tensile manganese silicon structural steels with thicknesses less than 20 mm were determined as follows;

(a) Chemical composition (Ladle analysis):

C ≤ 0.18%	S ≤ 0.03%
Mn ≤ 1.25%	Cu ≤ 0.30%
Si ≤ 0.55%	Ni ≤ 0.25%
P ≤ 0.03%	Cr ≤ 0.10%

(b) Mechanical properties:

Yield strength ≥ 32 kg/mm ²
Tensile strength = 52 to 60 kg/mm ²
Elongation (8") ≥ 20 %

(c) Weldability tests:

i) V-Charpy test

Impact value (at 0°C) ≥ 3.5 kgm/cm²

ii) Austrian test (Kommerell type, longitudinal bead bend test)

Max. bend angle (≤ 20°C) ≥ 120°, and

Bend angle at first crack (≤ 20°C) ≥ 60°

Note— Austrian test is only required for plate thickness, 18 to 20 mm, inclusive.

1 緒 言

一般の熔接構造物において重量節約のため高張力鋼を使用する傾向はすでに世界的なもので、各国ともこの方面の研究と実用化を極めて盛んに行っている。従って我国においても熔接性良好な高張力鋼の研究を急速に実施する必要に迫られて来た。この問題については、すでに旧海軍が研究を行い、相当な成果をあげたが、当時のデータには鋼材の切欠脆性に対する考慮が殆んど払われておらず、またそのほか未検討の点も少なくない。そこでこれらの資料を基

礎にし、かつ英米等で使用されているマンガン系高張力鋼規格およびドイツ流のシリコンマンガン系高張力鋼規格等を参照して

降伏点 ≥ 32 kg/mm²引張強さ = 52~60 kg/mm²

伸 び ≥ 20%

の機械的性質を有し、かつ切欠靱性をも含めた熔接性が良好なマンガンシリコン系高張力鋼の試作研究を行った。

鋼材の試作に当っては英米とドイツの規格で最も見解の相違を示すシリコン量を適当に変えることによってその適正範囲を求めることに重点を置き、また熔接性試験としてはできる限り多くの試験法を用いることにより、各試験法相互の関連性についても検討を加えた。

* 昭和30年熔接学会春季學術講演会において発表

** 正員、東京大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Tokyo University

本研究結果の詳細については各項目別報告に述べる通りであるが、以下研究全体を通しての総合的考察ならびに本研究による成果の概要を報告する。

2 供試高張力鋼の化学成分および機械的性質

本実験に使用した供試高張力鋼は川崎製鉄株式会社、日本鋼管株式会社、株式会社日本製鋼所および八幡製鉄株式会社の計 4 社に試作を依頼した合計 9 チャージの商用鋼からなり、化学成分のうち特にシリコン量については、第 1 表の成分を目標

Table 1 Proposed Composition of Test Steels

Steel works	Mark	Si, %
Kawasaki	K1	0.1
Kōkan	N3	0.3
Nihon Seikō	M3	0.3
Yawata	Y4	0.4
Kawasaki	K4	0.4
Kōkan	N5	0.5
Kōkan	N6	0.6
Yawata	Y6	0.6

とした。これらの溶解は日本鋼管と八幡では塩基性平炉、川崎と日本製鋼所では電気炉で行われた。各チャージの頭部と底部からそれぞれ 12 mm、および 20 mm のもの合計 30 種類の鋼板を圧延し、

試験用鋼材とした。その化学成分ならびに機械的性質、結晶粒度等を第 1 表に示す。なお鋼板の名称でたとえば N3 T12 とあるは、N は製鋼所の頭文字、3 はシリコン量が 0.3 % 級であること、T は鋼塊の頭部 (B は底部)、12 は板厚を示す。なお川崎製鉄所の製品のみは、シリコンを主とした脱酸で、ほとんどアルミニウム脱酸を行わず、従ってオーステナイト粒度も比較的粗かったが他はすべて細粒であった。

3 熔接性試験

鋼材の熔接性判定には幾多の異なった方法が用いられているが、あらゆる種類の使用性能および熔接施工条件の影響を満足に評価するためには、従来用いられてきている中からできるだけ多数の試験法を採用し、すべての角度から高張力鋼の熔接性を総合的に検討、かつ試験法相互の関係をも明確にしなければならない。

従って本実験では、次に挙げる 18 項目* にわたる多数の試験法を採用して熔接性の検討を行った。

1. 母材試験

* 試験項目の中 1 の結果については化学分析、引張試験および結晶粒度の測定値を本報告の第 2 表中に挙げた。また 8 については 2 の試験の第 2 報およびの報告中に分けて掲載した。また 9、11 および 15 については本報告の考察中に簡単に触れるに止め、従って各試験別報告はない。

2. V シャルピー試験
3. 簡易脆性試験
4. 熔接による脆化領域
5. シュナット試験
- 6a. オーストリア試験
- 6b. レハイ試験
- 7a. スリット型亀裂性試験
- 7b. レハイ型拘束亀裂性試験
- 7c. T 型亀裂性試験
8. 焼準試験
9. 歪時効試験
10. 結晶粒度試験
11. 熔接棒試作試験
12. 熔接々手試験
13. 欠陥のある接手の遷移温度
14. 大型衝撃試験
15. 構造物試験

4 試験結果に対する考察

本実験に用いた諸試験はその使用目的に応じて大要次の如く分類して考えられよう。

主として母体の切欠脆性を試験するもの；

標準シャルピー試験、簡易脆性試験、シュナット試験およびリーハイ試験。

主として熔接部の切欠脆性を試験するもの；

オーストリア試験、リーハイ試験 (熔接)、欠陥のある接手の遷移温度、脆化領域および大型衝撃試験。

熔接部の亀裂性を試験するもの；

スリット型亀裂性試験、リーハイ型亀裂性試験および T 型隅肉亀裂性試験。

主として加工または熱処理による母材の切欠脆性を試験するもの；

歪時効試験、焼準試験および結晶粒度試験。

その他の試験；

熔接々手試験および構造物試験。

従って次にこれらの分類によって本試験結果を総合的に考察し、かつ各試験法相互の関連について検討を行いたい。

4-1 母材の切欠脆性

a) 遷移温度の関連

切欠脆性の尺度としては一般に遷移温度が用いられているが、最近多くの切欠脆性試験法において、破面遷移 (fracture transition) および延性遷移 (ductility transition) の 2 種の異なった遷移温度が認められ両者を区別して考えることが多い。

本実験の結果から、シャルピー、リーハイおよびシュナ

Table 2 Chemical Compositions, Grain Sizes and Tensile Properties of Test Steels

Steel Works	Charge No.	Steel	Posi- tion	Thick- ness mm	Chemical Compositions,* %														Tensile Test			Grain Size ASTM.	
					C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	V	Al	N	SiO ₂	Y. P. kg/ mm ²	T. S. kg/ mm ²	Elong. %(8°)	Ferr- ite	Auste- nite
NIHON KOKAN	1931	N 3 T12	T	12	0.17 0.19	0.29 0.30	1.32 1.34	0.019 0.014	0.016 0.016	0.15 0.15	— 0.03	— 0.05	— tr.	— —	— —	— 0.05	— 0.005	— 0.003	36.4	55.3	26.0	7, 8	7, 8
		N 3 T20	T	20	0.17 0.21	0.29 0.30	1.32 1.36	0.019 0.020	0.016 0.019	0.15 0.15	— 0.05	— 0.04	— tr.	— —	— —	— 0.038	— 0.005	— 0.001	32.6	53.0	26.5	7, 8	6, 7, 8
		N 3 B12	B	12	0.17 0.21	0.29 0.30	1.32 1.34	0.019 0.014	0.016 0.016	0.15 0.15	— 0.03	— 0.05	— tr.	— —	— —	— 0.047	— 0.005	— 0.003	33.9	55.4	27.5	7, 8	7, 8
		N 3 B20	B	20	0.17 0.21	0.29 0.28	1.32 1.32	0.019 0.018	0.016 0.018	— 0.15	— 0.05	— 0.06	— tr.	— —	— —	— 0.041	— 0.005	— 0.001	34.7	54.2	27.0	7, 8	6, 7, 8
	1162	N 5 T20	T	20	0.16 0.20	0.54 0.56	1.06 1.06	0.017 0.017	0.016 0.015	0.13 0.14	0.11 0.02	tr. 0.02	— tr.	— —	— —	— 0.017	— 0.005	— 0.002	35.1	55.2	29.5	7	6, 7
		N 5 B20	B	20	0.16 0.19	0.54 0.55	1.06 1.06	0.017 0.017	0.016 0.014	0.13 0.14	0.11 0.02	tr. 0.02	— tr.	— —	— —	— 0.017	— 0.006	— 0.002	34.6	54.4	27.0	7	6, 7, 8
	1184	N 6 T12	T	12	0.19 0.21	0.60 0.63	1.16 1.32	0.024 0.020	0.015 0.012	0.13 0.13	0.09 0.02	tr. 0.01	— tr.	— —	— —	— 0.020	— 0.005	— 0.005	39.8	61.2	24.0	8	6
		N 6 T20	T	20	0.19 0.20	0.60 0.61	1.16 1.30	0.024 0.019	0.015 0.014	0.13 0.13	0.09 0.03	tr. 0.03	— tr.	— —	— —	— 0.019	— 0.004	— 0.003	38.4	60.1	22.0	7, 8	4, 7
		N 6 B12	B	12	0.19 0.19	0.60 0.61	1.16 1.30	0.024 0.017	0.015 0.014	0.13 0.14	0.09 0.03	tr. 0.03	— tr.	— —	— —	— 0.027	— 0.005	— 0.002	38.2	60.0	25.0	8	5
		N 6 B20	B	20	0.19 0.19	0.60 0.61	1.16 1.30	0.024 0.018	0.015 0.013	0.13 0.15	0.09 0.03	tr. 0.03	— tr.	— —	— —	— 0.021	— 0.005	— 0.002	39.9	59.9	21.0	7, 8	6, 7
ATA	S 41468	Y 4 T12	T	12	0.17 0.18	0.53 0.51	1.49 1.55	0.021 0.023	0.021 0.021	0.21 0.19	— 0.04	— 0.05	— 0.01	— 0.002	— 0.01	— 0.045	— —	— 0.006	44.6	60.4	23.5	8	7, 8
		Y 4 T20	T	20	0.17 0.18	0.53 0.51	1.49 1.55	0.021 0.024	0.021 0.022	0.21 0.20	— 0.04	— 0.04	— 0.01	— tr.	— 0.01	— 0.044	— —	— 0.004	38.9	60.3	23.0	6	5, 6, 7
		Y 4 B12	B	12	0.17 0.18	0.53 0.51	1.49 1.54	0.021 0.023	0.021 0.021	0.21 0.20	— 0.04	— 0.05	— 0.01	— 0.002	— 0.01	— 0.047	— —	— 0.004	35.6	59.7	22.0	7	6
		Y 4 B20	B	20	0.17 0.18	0.53 0.50	1.49 1.54	0.021 0.022	0.021 0.022	0.21 0.20	— 0.04	— 0.04	— 0.01	— tr.	— 0.01	— 0.047	— —	— 0.002	37.4	59.4	24.0	6	7

YAW	S 40678	Y 6 T12	T	12	0.12 0.13	0.65 0.70	1.14 1.19	0.016 0.020	0.019 0.022	0.19 0.20	— 0.04	— 0.03	— 0.01	— 0.001	— 0.01	— 0.054	— —	— 0.009	37.5	54.1	26.5	8	6, 7
		Y 6 T20	T	20	0.12 0.13	0.65 0.71	1.14 1.16	0.016 0.021	0.019 0.022	0.19 0.20	— 0.04	— 0.03	— 0.01	— 0.002	— 0.01	— 0.055	— —	— 0.008	33.2	53.0	28.5	6	6, 8
		Y 6 B12	B	12	0.12 0.12	0.65 0.71	1.14 1.16	0.016 0.016	0.019 0.018	0.19 0.19	— 0.04	— 0.03	— 0.01	— 0.003	— 0.01	— 0.060	— —	— 0.008	37.3	52.2	26.0	7, 8	6, 7
		Y 6 B20	B	20	0.12 0.12	0.65 0.71	1.14 1.16	0.016 0.020	0.019 0.020	0.19 0.18	— 0.04	— 0.03	— 0.01	— 0.002	— 0.01	— 0.055	— —	— 0.008	32.6	52.2	30.5	6, 7	6, 7
KAWASAKI	1512	K 1 T12	T	12	0.19 0.20	0.19 0.23	1.38 1.35	0.020 0.016	0.006 0.009	0.16 0.14	0.10 0.10	0.03 0.03	— —	— —	— —	— 0.015	— —	— —	39.0	61.6	22.5	8	4, 5
		K 1 T20	T	20	0.19 0.19	0.19 0.22	1.38 1.34	0.020 0.018	0.006 0.009	0.16 0.16	0.10 0.11	0.03 0.03	— —	— —	— —	tr.	— —	— —	38.0	60.9	26.0	7	4, 5
		K 1 B12	B	12	0.19 0.18	0.19 0.22	1.38 1.40	0.020 0.016	0.006 0.008	0.16 —	0.10 0.11	0.03 0.04	— —	— —	— —	— 0.010	— —	— —	39.8	61.8	23.0	8	3, 4
		K 1 B20	B	20	0.19 0.20	0.19 0.23	1.38 1.38	0.020 0.017	0.006 0.006	0.16 0.15	0.10 0.10	0.03 0.04	— —	— —	— —	— tr.	— —	— —	39.1	60.1	25.0	7	4, 5
	4512	K 4 T12	T	12	0.14 0.14	0.46 0.48	1.27 1.22	0.013 0.013	0.005 0.007	0.18 0.17	0.06 0.11	tr. 0.02	— —	— —	— —	— tr.	— —	— —	37.3	56.4	24.0	8	4, 5, 7
		K 4 T20	T	20	0.14 0.14	0.46 0.48	1.27 1.18	0.013 0.013	0.005 0.007	0.18 0.19	0.06 0.11	tr. 0.02	— —	— —	— —	— tr.	— —	— —	36.5	55.3	29.0	7, 8	3, 4
		K 4 B12	B	12	0.14 0.13	0.46 0.48	1.27 1.18	0.013 0.011	0.005 0.005	0.18 0.18	0.06 0.11	tr. 0.02	— —	— —	— —	— 0.014	— —	— —	38.2	55.2	26.0	8	3, 4
		K 4 B20	B	20	0.14 0.13	0.46 0.48	1.27 1.19	0.013 0.012	0.005 0.006	0.18 0.18	0.06 0.11	rt. 0.02	— —	— —	— —	— tr	— —	— —	34.7	52.4	29.0	7	2, 4, 6
NIHON SEIKO	B28 E340	M3-12		12	0.17	0.37	1.30	0.019	0.008	0.27	0.21	0.16	—	—	—	—	—	—	47.0	60.5	20.0	7, 8	6, 7, 8
		M3-20		20	0.17	0.37	1.30	0.019	0.008	0.27	0.21	0.16	—	—	—	—	—	—	45.5	60.0	25.0	6, 7	6, 7, 8
	A28 E335	M6-12		12	0.15	0.58	1.12	0.021	0.010	0.31	0.26	0.25	—	—	—	—	—	—	44.0	60.5	24.0	8	6, 7, 8
		M6-20		20	0.15	0.58	1.12	0.021	0.010	0.31	0.26	0.25	—	—	—	—	—	—	43.0	57.5	25.5	8	6, 7, 8

* upper...ladle analysis.
lower...check analysis.

** T...Top side.
B...Bottom side.

ット各試験法相互の関連性をしらべる場合も2種の遷移温度のうち同じ種類のものについて比較することが必要である。これらの試験において上述の2種の遷移温度をあらわすものとしては次の諸量が適当と考えられる。

試験法	破面遷移温度	延性遷移温度
Vシャルピー	Trs (剪断破面)	Tr ₁₅ (15 ft-lb)
リーハイ	Trs (剪断破面)	Trd (曲り角度) または Tr _φ (横収縮率)
シュナット	Tr _{5.0} (5.0 kgm/cm ²)	Tr _{2.0} (2.0 kgm/cm ²)

これらの遷移温度の測定値の間には比較的良好な関係が認められ、たとえば

$$\text{Trs (Lehigh)} = \text{Trs (V-Charpy)} \times 10^\circ\text{C}$$

の直線的関係が成立したほか、Trs (V-Charpy) と Tr_{5.0} (Schnadt) の間には直線的関係があり、また Tr₁₅ (V-Charpy) と Tr_{2.0} (Schnadt) の間には密接な関係が認められた。すなわち供試材については母材の切欠靱性をしらべる3種の試験法の間には明瞭な関連性が認められ、このうち最も標準と考えられるVシャルピー試験を採用すれば大体充分であることが結論された。

b) 母材の切欠靱性とシリコン量

Vシャルピー試験の成績にシリコン量以外の化学成分や結晶粒度の影響を補正して考えると、Si=0.3~0.6%の範囲では供試材の遷移温度がほぼ一定であった。また測定値は少ないが Si=0.6% 附近から遷移温度の上昇が認められるようであり、この種の Mn-Si 系高張力鋼の許容シリコン量は0.55%以下とするのが妥当であろう。実際には後で述べる硬化性を減ずるための C, Mn 量が、制限されるから所要の強度を得るためには Si 量を比較的多くする必要があるので Si は自然 0.4~0.55% 程度に落ちついて来るはずである。

供試高張力鋼は化学成分を色々変えた試作鋼であるためその切欠靱性は現用の造船用キルド軟鋼よりやや劣るようである。しかしその化学成分を後述の規格案のように制限し、また板厚を 20 mm 以下に制限するならば切欠靱性は充分良好と考えてよいであろう。なお供試鋼はすべて焼準すれば遷移温度が著しく下り切欠靱性を大いに改善することができた。従って焼準処理を行うならば 20 mm 以上の厚板も切欠靱性の点では充分実用可能と考えられる。

4-2 熔接部の切欠靱性、硬化性および亀裂性

供試鋼のごとく Mn; Si などの合金元素が比較的多くなると、一般の軟鋼と較べて熔接部の硬化はとくに重要視されるべきである。

a) 熔接部の切欠靱性

母材の延性とくに切欠靱性が良好でも、熔接した場合変質層の硬化が大きいと一般に熔接部の延性は減少する。

熔接部の延性を試験する方法としては数多くの方法があるが、そのうち最も一般的な方法は切欠あるいは切欠なし縦ビード熔接曲げ試験で、その優劣については常に議論の対称となるところであって、本試験で用いたリーハイ試験は切欠曲げを、オーストリア試験は切欠なしの曲げ試験を代表する試験法である。

本実験結果からもこの両試験法の間の関連性がよく認められており*、またこれら熔接曲げ試験による結果は共に熔接部の最高硬度ときわめて密接な関係を有することが認められた。普通、切欠なしの曲げ試験は軟鋼に対して比較的感受が悪いといわれているが、本鋼材の如く軟鋼に比して硬化性の大きい供試鋼材についての結果では、切欠なしのオーストリア試験の方がかえって鋼材による曲げ性能の差を大きく示し好感度をもっているように見られる。

リーハイ試験の特徴は切欠の各部に母材、熱影響部および熔着鋼が曝されており、曲げ試験の際その最も弱い所から亀裂が出るようになっているのであるが、切欠が比較的深い (2mm) ため、肝心の熔着鋼あるいは熱影響部すら削りとられてしまう恐れもあるので、比較的熔接性の差を正確には表わしにくい。この欠点を除くには、切欠の浅い (1.27 mm) キンゼル型縦ビード切欠曲げ試験を使用するのがよいと考えられる。

たゞし板厚が薄くなった場合は、切欠なしの試験法はかなりの低温でもたやすく曲ってしまうので試験法としては不適当であるから、このような場合は同じ切欠つきの試験でも、切欠の浅いしかもローラーのスパンの狭いキンゼル試験片の使用が考えられるであろう。一方オーストリア試験では少しの欠陥、たとえば熔着鋼の気泡、ビード表面のきざ波、アンダカットなどや熔接のスタート部等から亀裂を生じやすいので試験値のバラツキは大きい。こゝで注目すべきは特に試作した大型衝撃試験機を使用して、ビード曲げ試験を衝撃によって行った結果である。リーハイ試験の静的試験では母材の場合、-60°C 程度の試験温度でも完全に脆性しないものが、この試験片を衝撃曲げ試験した結果では、同一の温度 (-60°C) までの低温範囲で遷移現象を完了させることができ、しかもデータのバラツキが極めて少く、衝撃試験の有利なことが示された。このように大型衝撃試験は鋼材の切欠靱性の研究に新しく一威力を加えるものであるから、さらに研究を続けて本試験法の諸特性を明らかにし、また合理的な基準を選定するよう努力すべきであろう。

b) 熱影響部の硬化

国際熔接会議第9委員会では、一般熔接構造用鋼の熔接熱影響部の最高硬度が 350 ビッカース以下であることを提

*「Mn-Si 系高張力鋼のシュナット試験」第7図

*「Mn-Si 系高張力鋼のオーストリアビード曲げ試験」第6図

案しているが、本鋼材について行った結果からもほゞこの提案の妥当なことが示されている*。

また熱影響部の硬化性を評価する等、炭素量に関してはシリコンの影響を相当考慮した Voldrich 流の考え方と、全くその影響を無視した Tremlett 流の考え方があるが、今回の実験結果からは Si の影響を殆んど無視できることが明らかになった。すなわち本研究では上記の両者の折中の考え方を採って、たとえば Voldrich の式の中の Si の係数を $\frac{1}{2}$ に減じた $Ceq = C + 1/24Si + 1/6Mn$ によって熔接部の最高硬度との関係を明瞭にあらわすことができた**。従って等価炭素量 $C + 1/24Si + 1/6Mn$ を 0.40 程度に押えることが望ましいことが、曲げ試験結果から結論し得た。なお欠陥のある接手について実験した結果、かゝる脆性破壊形式の場合、供試高張力鋼の熔接々手の遷移温度も軟鋼と同様母材および熔着鋼個々の遷移温度から推定し得ることが判明した。

c) 亀 裂 性

亀裂性試験としては鉄研式スリット型、リーハイ拘束型およびドイツ式 T 型隅肉亀裂性試験を行ったが、前 2 者は主として突合わせ熔接の際、熔着鋼あるいは熱影響部中の割れを試験する方法で、たゞリーハイ型は板側から切込んだ多数のスリットの深さによって熔接部の力学的拘束の程度を系統的に変えて亀裂の発生限界を定量的に求めんとするものである。鉄研式とリーハイ式の結果はほとんど一致していた。

また熱影響部の最高硬度と亀裂度の関係をあらわすことによっても、熱影響部の最高硬度が 350 ピッカースを超えると亀裂性が著しく増加することが認められた***。

全般的にみて供試高張力鋼の亀裂に対する感受性には、現用のキルド鋼あるいはリムド鋼に比較して著しい差がみられないようで、かなり感受性の大きい鋼でも低水素系熔接棒を使用すれば、割れの危険を防ぐことができるが、現場熔接に際してはさらに拘束の大きい場合やその他の悪条件に遭遇することも考えられるから、亀裂防止の点のみよりすれば C, Mn 等はできるだけ少なくすることが望ましく、たとえば Mn は 1.1~1.2% 程度、C はできるだけ少ないことが望ましい。

なお T 型亀裂性試験結果は、前のスリット型、リーハイ拘束型亀裂性試験結果と鋼材の亀裂感受性の順序がやゝ異なるが、前 2 者がいわゆる低温亀裂を試験するのに対し、

本試験法は主として高温亀裂に対する判定法であるため、このような相違があらわれたものであろう。高張力鋼について実際に現場で生じ易い亀裂は、主として低温亀裂であるから、スリット型およびリーハイ型の亀裂性を重要視して鋼材成分を決定すべきであらう。

4-3 焼 準 試 験 そ の 他

諸外国では高張力鋼の多くは焼準によって材質向上がはかられているようであるが、本供試鋼材については板厚を 20 mm 以下に制限すれば一般に圧延のまゝで充分使用できる鋼材の選定が可能であるゆえ必ずしも焼準の必要はない。

たゞ使用板厚が 20 mm を超えた場合には焼準を考慮しなければならぬ。また歪時効試験の結果では、供試鋼の全部の時効後の衝撃値がきわめて低く、到底 IIW の提案した D 級鋼の規定に達し得ない。しかし焼準した場合、たとえば Y4B20 では時効後の衝撃値が 0°C で 5 kgm/cm² 以上の高い値を示し、時効前の母材に比べて 31% の減少率に止まっていることは注目すべきである。提案した規格案では、歪時効試験は一応除外したが、もし将来これを考慮する必要が生じた場合、化学成分の新しい制限または焼準によらなければ材質の向上が困難であらう。

そのほか製鋼法については Al 脱酸による細粒鋼の望ましいことが、シャルピー試験、焼準試験、結晶粒度試験等で示された。

4-4 熔 接 棒

各メーカーの試作した高張力鋼用熔接棒を熔接々手試験、亀裂性試験、および作業性試験等によって多くの面から検討した結果、充分満足に使用し得る熔接棒の製造が可能な見通しを得た。

熔接棒の系統としては低水素系の E7016 (AWS 規格) に相当するものが、その他の非低水素系に比べて亀裂性の点で断然優秀であるが、その反面作業性が劣るのでこの欠点を補うため今後の研究が必要である。

4-5 そ の 他

熔接々手試験では効率 100% の接手を作ることが可能であることがわかった。また構造物試験としては切欠附巾鋼板の破断試験を行った。その結果平均破断強度は板巾が大となるにつれて低下し、単純引張試験時の降伏応力に漸次近づくことが認められ、大型熔接構造物の構造材料としてはその降伏応力が、重要なことが脆性破壊の面からも明らかにされた。

以上今回試作せる高張力鋼の熔接性の研究の概要を述べその結果を考察した。本試験によって熔接構造用高張力鋼の具備すべき条件、ならびに使用熔接棒が決定されたが、幸い本試験に引続いて船舶設計協会において高張力鋼の工

* 「Mn-Si 系高張力鋼のオーストリアビード曲げ試験」第 4 図および「Mn-Si 系高張力鋼のスリット型亀裂性試験」第 3 図

** 「Mn-Si 系高張力鋼のオーストリア型ビード曲げ試験」第 5 図

*** 「* マンガンシリコン系高張力鋼のスリット型亀裂性試験」第 3 図

作基準を定めるための実験*が行われているので、それらの詳細も解決され、高張力鋼によって熔接艦船を建造するため必要資料は一応揃うことになる。なお最近引張強さ60 kg/mm² 級の高抗張力鋼の必要性が強調されているが、その研究には52 kg/mm² 級についての本試験結果が、好資料となることを疑わない。

5 結 論

各製鋼所において試作した9種の高張力鋼について広汎な熔接性試験を行い、その結果から引張強さ52~60 kg/mm² の熔接艦船用 Mn-Si 系低合金高張力鋼に適當する化学成分および具備すべき諸性質を別表の如く決定した。従ってこれらは予熱などの熱処理を必要としないこの種の構造用高張力鋼の化学成分規格および承認試験としても推奨するものであろう。たゞし試験チャージの数が制限されたために、追加の実験によって化学成分範囲(とくにP, Sの)幾分広げ得ることが予想される。

(1) 本実験結果では熔接性と化学成分の間に一連の関連性を認めることができた。しかし熔接性は化学成分以外の要因、例えば製鋼条件、圧延条件、熱処理、粒度等の影響も極めて強く受けるものであり、化学成分だけで鋼材の品質を正確に指示することは不可能であるから、各種熔接性試験の代表としてVシャルピー衝撃試験、オーストリア試験および熱影響部硬化試験等、若干の試験を併せて行うべきである。また化学成分のうち、少数のものがこの範囲を越えても機械的性質および熔接性はほぼ良好で実用になり得る場合が含まれると予想されるので規格案(2)の如き救済案も考えられよう。

(2) 本実験結果ではMnを主体とした米英系の高張力鋼より、ドイツ流のMn-Si系のものの方が引張強さおよび降伏点が増加しても、熔接による硬化が少なく、しかも切欠脆性があまり低下せずにより有利であることが確認された。先に提案したC, MnおよびSiの量は本実験の結果および各国の実験結果をも参考として妥当と認められた制限値である。

(3) P, Sの制限については一般造船用軟鋼板に関する従来の経験も参照して、現場工事を安全に施工し得ると予想される数字をとった。従って諸外国の規格よりもやや条件が厳しい。たゞし今回の試験用鋼材のいずれもP, Sの含有量が極めて少なく、その影響の詳細に関しT型亀裂性試験等で触れ得たに過ぎないから、さらに今後も研究を行うことが必要であらう。

(4) 国際熔接会議第9委員会(脆性破壊研究委員会)においては、特に重要部分に使用する構造用鋼材の材質判定のため歪時効試験を提案しているが、未だ基礎的資料も少

なくまた試験の意義について不明な点が残されているので現在のところでは承認試験から一応除外して差支えない。

謝 辞

本研究は日本造船所研究協会の援助のもとに同第6研究委員会を中心に行われたもので、同協会関係者各位ならびに造船協会電気熔接委員会福田委員長をはじめ同第6分科会主席東大吉識教授および同委員諸氏の御指導御鞭撻を仰いだ。こゝに深甚なる謝意を表わす次第である。なおまた日本鋼管、八幡製鉄、川崎製鉄および日本製鋼所からは鋼材の提供を受けるなど絶大な協力を得ることができた。その御厚意に対して厚く御礼申し上げます。

〔参考〕 熔接艦船用高張力鋼暫定規格案

(1) 化学成分が(a)に該当し、かつ(b)の機械的性質および(c)の熔接性試験に合格するものは熔接艦船用高張力鋼として満足すべき性能を有するものである。

(a) 化学成分(レードル分析値)

C ≤ 0.18%	S ≤ 0.03%
Mn ≤ 1.25%	Cu ≤ 0.30%
Si ≤ 0.55%	Ni ≤ 0.25%
P ≤ 0.03%	Cr ≤ 0.10%

(b) 機械的性質

引張試験における
降伏点 ≥ 32 kg/mm ²
引張強さ 52~60 kg/mm ²
伸び ≥ 20%

(c) 熔接性試験

(イ) Vノッチシャルピー衝撃試験

0°Cの衝撃値 ≥ 3.5 kg/cm²

(ロ) オーストリア試験

試験温度 20°C 以下における最大曲り角度 ≥ 120°

同じく亀裂発生曲り角度 ≥ 60°

たゞし板厚 ≥ 18mm の場合

(2) 化学成分が上記の規定範囲に入らないものでも(b)の機械的性質を具備し、(c)の熔接試験に合格する場合に限り(a)の範囲まで各成分の制限を緩和してもよい。

(a) 化学成分

C ≤ 0.20%	P ≤ 0.035%
Mn ≤ 1.35%	S ≤ 0.035%
Si ≤ 0.60%	Cu, Ni, Cr 同上

(b) 機械的性質

前項と同じ

(c) 熔接性試験

(イ) Vノッチシャルピー試験

+20°Cの衝撃値 ≥ 6.3 kg-m/cm²

0°C " ≥ 3.5 kg-m/cm²

-20°C " ≥ 1.8 kg-m/cm²

(ロ) オーストリア試験、前項(c)と同じ

(ハ) ビード置き試験

熱影響部の最高硬度 $H_{max.} \leq 350$ ビツカース

* 船舶設計協会主催「高張力鋼の工作法の研究」(1954)