構造用鋼材溶接部近傍の引張衝撃値分布 (第 1 報)

— 鋼 種 の 影 響 —

関口春次郎** 益 本 功*** 鈴木高明*** 都島貞雄****

Distributions of Impact Value of the Heat Affected Zone
of Various Structural Steels (Report 1)*

—Effect of the Kinds of Steels—

By Harujiro Sekiguchi** Isao Masumoto***, Komei Suzuki*** and Sadao Tsushima****

Abstract

In order to investigate the distributions of impact value in the heat affected zone of welded parts of various steel plates, many tensile impact specimens of which diameter is very small were taken out of there. Using these specimens, tensile impact values were measured at every one mm from fusion line to the unaffected base metal. The used steels are mild steel, high tension steels, steels for low temperature use and steels for machine parts. These steel plates were butt welded by $\text{CO}_2\text{-O}_2$ arc welding process. The results obtained are as follows.

1. The decrease of tensile impact value in the heat affected zone corresponds to the hardening of that zone which was cooled rapidly after welding. The more the hardening of the heat affected zone, the more the decrease of tensile impact value becomes remarkable. On a 80 kg/mm² high tension steel and four kinds of steel for machine parts, the decrease of the impact value in the heat affected zone is remarkable. In comparison with the case of these hardenable steels, the decreases of impact value are not considerable on mild steel SS 41, 55 kg/mm² and 60 kg/mm² high tension steels, Mn-Si fine grained and 2.5%Ni steels. A 100 kg/mm² high tension steel is softened by suffering welding arc heat, and impact values in the heat affected zone showed higher value than those of unaffected base metal.
2. The higher the carbon content of steel plates, the more the decrease of impact value and increase of hardness in the heat affected zone become considerable.

1. 緒 言

鋼材溶接部の熱影響部については、溶融線からの距離によって熱影響の程度が異なり、したがって衝撃値が溶融線からの距離によって異なることは容易に想像し得るところである。

本研究では、諸種鋼材を実際に溶融溶接し、熱影響部の衝撃値が溶融線からの距離に関していかに変化するかをしらべようとした。そこで、まず特殊の小型衝撃試片について考究し、直径の小さい引張衝撃試片を考案した。この報告では諸種鋼材溶接熱影響部についての引張衝撃値とたたき分布を示し、鋼種による相違を述べたい。

2. 実 験 方 法

母材鋼板としては軟鋼 (SS 41)、低合金高張力鋼 4 種 (引張強さ 55 kg/mm², 60 kg/mm², 80 kg/mm² および 100 kg/mm² 級)、低温用鋼 2 種 (Mn-Si 系および 2.5% Ni 鋼) および JIS 規格の各種機械構造用鋼 4 種 (S 45 C, S 55 C, SCM 3 および S Cr 3) を使用した。各鋼種の化学成分、機械的性質および鋼板の厚さを Table 1 に示す。

これらの鋼板から長さ 1,000 mm, 巾 200 mm の鋼板を採取して I 型に突き合せ、 $\text{CO}_2\text{-O}_2$ アーク溶接法によって一層溶接した。溶接条件を Table 2, 電極鋼線および溶接金属の分析結果を Table 3 および 4 に示す。鋼板の切断、試片の採取等にはガス切断を採用せず、すべてせん断あるいは切削加工によった。そして溶接板から Fig. 1 に示すごとく小型引張衝撃試片多数を採取した。その形状および寸法は Fig. 2 のとおりであり、その試

*原稿受付 昭和40年6月10日 (溶接学会昭和39年度春季全国大会にて発表)

**名 誉 員 名古屋大学 Honorary Member, Nagoya University

***正 員 名古屋大学 Member, Nagoya University

****学 生 員 名古屋大学 Member, Nagoya University

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of steel plates

Marks of steel plates		Elements, %											Mechanical properties			
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	Yield point, kg/mm ²	Ultimate tensile strength, kg/mm ²	Elongation, %	Thickness of plates, mm
Mild steel	SS 41	0.16	0.05	0.54	0.016	0.019	—	—	—	—	—	—	28	42	35	13
Low alloy steels	W 55	0.16	0.43	1.30	0.021	0.011	—	—	—	—	—	—	39	55	29	13
	W 60	0.14	0.50	1.26	0.010	0.007	—	—	—	—	—	—	53	61	34	13
	W 80	0.14	0.29	0.82	0.014	0.009	—	0.80	0.51	0.44	0.05	0.002	80	86	27	13
	W 100	0.14	0.18	0.79	0.013	0.008	0.24	1.22	0.59	0.56	0.06	—	98	100	26	13
	Mn-Si	0.09	0.23	1.15	0.012	0.009	—	—	—	—	—	—	36	48	41	13
	2.5 Ni	0.13	0.24	0.59	0.012	0.007	—	2.25	—	—	—	—	44	52	28	12
Steels for machine parts	S 45 C	0.45	0.21	0.74	0.014	0.010	—	—	—	—	—	—	—	60	26	13
	S 55 C	0.52	0.26	0.72	0.013	0.014	—	—	—	—	—	—	—	64	23	13
	SCM 3	0.34	0.23	0.71	0.013	0.014	—	—	0.99	0.17	—	—	—	97	21	13
	SCr 3	0.35	0.27	0.69	0.013	0.005	—	—	0.64	—	—	—	—	87	22	13

Fig. 1 Positions of impact tension test pieces cut out of welded steel plate

Remarks: (1), (2) and (3); for hardness test

M ; for micrographic examination
unit of length ; mm

Fig. 2 Impact tension test piece

片の長さ方向はビード方向に平行である。すなわち衝撃値分布を細かく調べるために、溶融線よりの種々の距離において、できるだけ小径の引張衝撃試片をできるだけ多く採取することに努めた。またビードの始端、中央および終端の各部より Fig. 1 に示すごとく試片を採取して、ビード方向に垂直に 1 mm おきにかたさを測定し、その分布をしらべた。さらに Fig. 1 に示すビードの中央部より試片を採取して、熱影響部の顕微鏡組織を観察

した。かたさ分布測定用試片および顕微鏡組織観察用試片の採取要領も Fig. 1 に示すとおりである。

Fig. 2 に示す小型試片を小型シャルピー衝撃試験機 (容量 2 kg·m) のハンマーに取付け、0°C で吸収エネルギーを測定した。この際小型試片はもちろん、治具および試験機のハンマーを冷却槽に浸漬して 0°C に 5 分間保持したのち、速やかに取り出して試験した。各測定点は 5 個の実測値の平均を示す。

3. 実験結果

Fig. 3 は SS 41, W 55 および W 60 鋼の引張衝撃値分布と かたさ分布の測定結果を示す。ここで W 55, W 60 両鋼種はマンガンおよびけい素をやや多量に含有するが (Table 1), とくに W 60 鋼は焼入焼戻し処理をほどこしてある。W 55 供試鋼の引張強さは 55 kg/mm², W 60 鋼のそれは 61 kg/mm² である。

Table 2 Welding conditions

Feeding gas, cfh		Electrode	Electrode diameter, mm	Arc voltage, V	Welding current, A	Travelling speed, cm/min.	Heat input, Joule/cm	Steel plates to be welded
CO ₂	O ₂							
30	10	DS 1	1.6	38	530	40	30,200	SS 41, W 55 and Mn-Si
"	"	DS 60	2.0	35	525	25	44,100	W 60, W 80, W 100, S 45 C, S 55 C, SCM 3 and S Cr 3
"	"	2.5% Ni	2.0	36	525	40	28,350	2.5 Ni

Table 3 Chemical compositions of electrodes

Elements Marks of electrodes	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ti	Mo	Ni
DS 1	0.09	0.84	1.65	0.016	0.007	0.10	0.11	—	—
DS 60	0.10	0.78	2.17	0.011	0.005	0.07	0.46	0.33	—
2.5% Ni	0.10	0.35	0.69	0.008	0.005	0.08	—	—	2.55

Table 4 Chemical compositions of weld metals

Used steel plates		Used electrode wire	Elements, %										
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B
Mild steel	SS 41	DS 1	0.12	0.17	0.60	0.015	0.013	—	—	—	—	—	—
Low alloy steels	W 55	DS 1	0.12	0.40	1.10	0.016	0.010	—	—	—	—	—	—
	W 60	DS 60	0.12	0.40	1.24	0.015	0.007	—	—	—	—	—	—
	W 80	DS 60	0.12	0.32	1.01	0.016	0.007	—	0.52	0.32	0.34	0.03	0.002
	W 100	DS 60	0.12	0.17	0.62	0.010	0.007	0.15	0.81	0.33	0.49	0.05	—
	Mn-Si	DS 1	0.07	0.25	0.93	0.010	0.008	—	—	—	—	—	—
	2.5 Ni	2.5% Ni	0.10	0.20	0.49	0.010	0.006	—	2.35	—	—	—	—
Steels for machine parts	S 45 C	DS 60	0.18	0.13	0.66	0.012	0.009	—	—	—	—	—	—
	S 55 C	DS 60	0.16	0.15	0.65	0.010	0.012	—	—	—	—	—	—
	SCM 3	DS 60	0.25	0.25	0.75	0.010	0.013	—	—	0.69	0.26	—	—
	S Cr 3	DS 60	0.28	0.28	0.83	0.010	0.004	—	—	0.64	—	—	—

Fig. 3 Distribution of impact value and Vickers hardness of heat affected zone of steel SS 41, W 55 and W 60.

Fig. 3 によれば、まず SS 41 溶接部の引張衝撃値はいちじるしく分散しており、溶融線からの距離と衝撃値とのあいだに一定の傾向は認めがたい。また同鋼種母材のビッカースかたさは約 120~130 であり、溶融線よりの距離約 5 mm 付近より溶融線に近づくにつれて、かたさは漸次増大し、溶融線付近では 146 に達している。

つぎに W 55 の母材原質部の引張衝撃値は 0.85~0.9 kg-m であるが、溶融線よりの距離 3 mm 以下では、溶融線に近づくほど衝撃値は低下するようにみえる。また、母材原質部のビッカースかたさは約 170 であるが、熱影響部では溶融線に近づくにつれ、漸次増加して、溶融線より 1 mm の部分で極大かたさ 214 を示す。

また W 60 鋼母材原質部の衝撃値はほぼ 0.94 kg-m であるが、溶融線に近づくにつれて熱影響部の衝撃値は増大し、3 mm 以内では再び減少する傾向にある。溶融線から 1~4 mm の範囲での衝撃値は母材原質部のそれよりも高い。またビッカースかたさは溶融線よりの距離 5 mm 付近ではわずかに軟化し、さらに溶融線に接近するにつれて漸次増大して、溶融線から 0.6 mm の所で極大かたさ 254 を示す。

A) Unaffected base metal

B) Overheated zone with maximum hardness

Photo. 1 Microstructures of the heat affected zone of steel SS 41, $\times 400$

なお, Fig. 3 に見られるごとく, 衝撃値分布, かたさ分布いずれも W 60, W 55 および SS 41 と母材の強度の順に低くなっている. そしてこれらの鋼の場合には以下述べるごとく, 熱影響部の引張衝撃値とかたさとのあいだに一定の傾向は認められず, W 60 鋼の場合にはかたさの上昇とともに引張衝撃値も大になっている.

Photo. 1 に SS 41 の母材原質部および溶融線付近の顕微鏡組織を示す. 母材原質部はフェライトおよびパーライトよりなる. 熱影響の程度によって, 結晶粒度およびフェライト, パーライトの分布状態は種々異なるが, 変態によるその他の相は認められない. 溶接金属はフェライトおよびパーライトよりなる樹状晶である. W 55 および W 60 鋼溶接部の組織も SS 41 のそれに似てい

るが, W 60 鋼では溶融線に近い熱影響部にマルテンサイトおよび中間段階組織の生成が認められるようである.

Fig. 4 は W 80 および W 100 鋼の引張衝撃値とかたさ分布を示す. Table 1 に示されるように, W 80 は合金元素としてニッケル, クロム, モリブデン, バナジウムおよびほう素を含有し, W 100 は銅, ニッケル, クロム, モリブデンおよびバナジウムを含有している. 両鋼種いずれも圧延後焼入焼戻し処理をほどこしてあり, W 80 の供試鋼の引張強さは 86 kg/mm^2 , W 100 のそれは 100 kg/mm^2 である.

W 80 鋼の引張衝撃値分布は同図に示すごとく, 熱影響部で $0.67 \sim 0.75 \text{ kg-m}$ で, 熱影響部のいちじるしいかたさ上昇にもかかわらず, 母材の衝撃値に比べほとんど低下はみられず, むしろやや高い値を示しているようである.

しかし W 100 鋼の場合には母材原質部の引張衝撃値は約 0.7 kg-m であるが, 溶融線よりの距離 8 mm 以内の熱影響部でかたさの急激な低下に対応して衝撃値は逆に増加し, 5 mm 付近で極大値 1.01 kg-m を示している. しかし 3 mm 以内では溶融線に近づくにつれて, 衝撃値は減少の傾向を示し, 溶融線上では 0.86 kg-m となっている. W 100 鋼は溶接熱によって変質硬化せずに, 逆に軟化している点が特徴的である. そして, W 100 鋼の場合, 衝撃値は軟化部分, すなわち溶融線よりの距離 $0 \sim 8 \text{ mm}$ 付近で母材原質部よりも増大し, また溶融線より 7 mm 付近のかたさが母材に近づいて上昇する付近で衝撃値は逆に低下し, 母材と同じ値になる. すなわち衝撃値分布とかたさ分布はほぼ逆の傾向を示す.

Photo. 2 および 3 はそれぞれ W 80 および W 100 の顕微鏡組織を示す. 両鋼種とも母材原質部 (A) は一様に分布した微細な焼戻しマルテンサイトよりなり, また軟化部 (B) はフェライトおよびソルバイトよりなる. 軟化部は $A_1 \sim A_3$ 付近に加熱されて母材原質部のマルテ

Fig. 4 Distribution of impact value and Vickers hardness of heat affected zone of steel W 80 and W 100

A) Unaffected base metal

B) Softened zone

C) Overheated zone with maximum hardness

Photo. 2 Microstructures of the heat affected zone of steel W 80, $\times 400$

A) Unaffected base metal

B) Softened zone

C) Overheated zone with maximum hardness

Photo. 3 Microstructures of the heat affected zone of steel W 100, $\times 400$

ンサイトが分解し、さらに一部変態を起こしフェライトを生じたものと考えられる。つぎに Photo. 2 (C) に示す W 80 鋼の極大硬化部はマルテンサイトおよび中間段階組織よりなるが、Photo. 3 (C) に示す W 100 鋼の極大硬化部は多少のマルテンサイトとフェライトとを含む過熱組織となっている。

Fig. 5 は Mn-Si 系低温用鋼および 2.5% Ni 鋼の引張衝撃値分布とかなさ分布を示す。前者は Al キルド処理によって細粒化し、さらに両鋼種とも圧延後焼戻し処理を行なった、いわゆる細粒鋼である。前者の供試鋼の引張強さは 48 kg/mm^2 、後者のそれは 52 kg/mm^2 である。

Fig. 5 Distribution of impact value and Vickers hardness of heat affected zone of steel Mn-Si and 2.5 Ni

Fig. 5 に見られるごとくこの両鋼種の場合、熱影響部の引張衝撃値は溶融線に近づくにつれて母材より低下する傾向を示す。いっぽう、かなさは溶融線に近づくにつれ、漸次硬化して、衝撃値分布と逆の傾向を示している。すなわち、Mn-Si 系および 2.5% Ni 鋼両鋼種はかなさ分布と衝撃値分布との関係において全く同様の傾向を示し、引張衝撃値分布は絶対値においてもほぼ等しい。両鋼種溶接部各部の顕微鏡組織はおおむね SS 41 鋼の場合と同様である。

Fig. 6 は S 45 C および S 55 C 両鋼種の引張衝撃値分布とかなさ分布を示す。S 45 C 供試鋼の炭素含有量は 0.45%, S 55 C のそれは 0.52% であり、熱間圧延後空冷したものである。両鋼種とも機械構造用として用いられるものであり、既述の低合金高張力鋼に比べて炭素含有量がきわめて高く、その引張衝撃値への影響が注目される。なお S 45 C 供試鋼の引張強さは 60 kg/mm^2 、S 55 C のそれは 64 kg/mm^2 である。

Fig. 6 Distribution of impact value and Vickers hardness of heat affected zone of steel S 45 C and S 55 C

Fig. 6 に示すごとく、S 45 C 鋼母材の引張衝撃値は約 0.87 kg-m であるが、溶融線より 4 mm 以内の熱影響部では溶融線に近づくにつれていちじるしく低下し、溶融線上で 0.47 kg-m となっている。いっぽう、母材のビッカースかなさは約 215 であるが、溶融線よりの距離 5 mm 以内の熱影響部でいちじるしい硬化がみられ、1 mm の所で極大値 296 を示している。そして溶融線付近の変質硬化部で、衝撃値はいちじるしく低下し、熱影響部でのかたさの上昇と衝撃値の低下とは全く逆の傾向にある。同程度の強さを有する W 60 の場合 (Fig. 3) は、熱影響部の衝撃値はむしろやや増加の傾向を示したのにくらべて、S 45 C 鋼熱影響部の衝撃値の低下はきわめていちじるしい。

同図に見られるごとく、S 55 C 鋼の場合も S 45 C 鋼の場合と全く同様の傾向が認められる。ただし、S 55 C の衝撃値の低下とかなさの上昇の程度は S 45 C 鋼の場合よりも一層いちじるしいが、これは母材の炭素含有量の増加に起因するものと考えられる。

Photo. 4 に S 45 C 鋼溶接部の顕微鏡組織を示す。母材原質部 (A) は白色網状の初析フェライトに囲まれたパーライトよりなる。極大硬化部 (B) の組織も網状の初析フェライトに囲まれているが、地のかたさは原質部のそれよりも大であり、初析フェライトに囲まれた中間段階組織のなかに一部マルテンサイトが見られる。S 55 C 鋼溶接部各部の組織は S 45 C のそれに類似している。

Fig. 7 は SCM 3 および S Cr 3 鋼の引張衝撃値分布

A) Unaffected base metal

B) Overheated zone with maximum hardness

Photo. 4 Microstructures of the heat affected zone of steel S45C, $\times 400$

Fig. 7 Distribution of impact value and Vickers hardness of heat affected zone of steel SCM 3 and SCr 3

とのかたさ分布を示す。SCM 3 供試鋼は炭素 0.34%, クロム 0.99% およびモリブデン 0.17% を含有するクロムモリブデン強靱鋼であり, SCr 3 鋼は炭素 0.35%, クロム 0.64% を含有するクロム鋼である。これらの両供試鋼はいずれも熱間圧延後空冷したものであり, 前者の引張強さは 97 kg/mm^2 , 後者のそれは 87 kg/mm^2 である。両鋼種とも炭素含有量が高く, またクロムおよび SCM 3 ではモリブデンをも合金元素として含有している。

Fig. 7 を Fig. 6 と比較してみれば, SCM 3 および SCr 3 鋼の場合, 熱影響部の硬化は S45C および S55C に比べ一層急峻であるが, 引張衝撃値の低下はほぼ同程

度である。

Photo. 5 は SCM 3 溶接部の顕微鏡組織を示す。母材原質部 (A) は中間段階組織および少量のマルテンサイトよりなる。軟化部 (B) はフェライトおよびソルバイトよりなる。また極大かたさ部には粗大に発達したマルテンサイトおよびトルースタイトが見られる。なお SCr 3 鋼溶接部各部の組織は, ほぼ SCM 3 の場合に類似している。

Fig. 8 は Mn-Si 系低温用鋼, 高張力鋼 W 55, W 80 および機械構造用鋼 S 55 C の引張衝撃値分布を比較して示す。2.5% Ni 鋼はおおむね Mn-Si 系低温用鋼と同様の傾向を, 高張力鋼 W 60 はおおむね W 55 と同様の傾向を, また 3 種の機械構造用鋼, S 45 C, SCM 3 および SCr 3 は S 55 C とほぼ類似の傾向を示すので同図から省略した。同図によれば, いわゆる強い鋼ほど衝撃値は低く, また熱影響部での衝撃値低下もいちじるしい。

Fig. 8 Distribution of impact value of heat affected zone of steel Mn-Si, W 55, W 80 and S 55 C

Photo. 5 Microstructures of the heat affected zone of steel SCM 3, $\times 400$

Fig. 9 Distribution of Vickers hardness of heat affected zone of steel SS 41, W 80, W 100 and SCr 3

Fig. 9 は各鋼種溶接部のかたさ分布を比較したもので

ある。同図によれば熱影響部のかたさ変化には、軟鋼のごとく、その変化のわずかなもの、W 80 のようにかたさの上昇が中程度のもの、さらに SCr 3 鋼のごとく際立ったかたさの山を示すもの、および調質鋼 W 100 の場合のごとく溶接熱影響部において軟化するものの 4 つのグループに分けられる。高張力鋼 W 55, W 60, Mn-Si 系低温用鋼および 2.5% Ni 鋼は軟鋼と同様の傾向を示す。S 45 C および S 55 C 鋼の熱影響部は高張力鋼 W 80 と同程度の硬化を示し、SCM 3 鋼は SCr 3 鋼と同程度の硬化を示す。

Fig. 10 Relation between maximum Vickers hardness and minimum impact values of the heat affected zone of various steels

Fig. 10 は各鋼種溶接熱影響部の極大かたさと極小衝撃値との関係を示す。同図によれば、軟鋼の場合を例外と見れば、各鋼種について熱影響部の極大かたさと極小衝撃値とのあいだには一定の傾向が見られる。

また引張衝撃値の極小値は、炭素含有量によっていちじるしく影響されているようである。すなわち Table 1 に示すように、S 45 C, S 55 C, SCM 3 および S Cr 3 鋼の含炭量はいずれも 0.34% 以上であり、これらについての溶接変質部極小衝撃値は Fig. 10 に示すように 0.5 kg-m 以下である。しかるに Table 1 に示すとおり、SS 41, W 55, W 60, Mn-Si, 2.5% Ni 鋼および W 100 鋼の含炭量はいずれも 0.16% 以下であり、これらについての極小衝撃値は Fig. 10 に示すとおり 0.8 kg-m 以上である。なお W 80 鋼については含炭量が 0.16% 以下であるにもかかわらず、溶接変質部極小衝撃値が低いのはマンガン含量が比較的少なく、けい素がやや多いためであろうかと思われるが確言しがたい。

4. 結 言

鋼材溶接熱影響部の引張衝撃値分布を調べるために、

直径の非常に小さい引張衝撃試験片を考究し、溶融線近傍の各距離からできるだけ多数の試験片を採取して実験を行なった。実験の結果、つぎのことがわかった。

1. 溶接部における極小衝撃値は、一般に溶融線付近の変質硬化部で見られ、その最高かたさの高い鋼種ほど極小衝撃値は低い。また引張衝撃値分布とかたさ分布とはおおむね逆の傾向を示している。

すなわち、極大かたさの高い鋼種、高張力鋼 W 80 および機械構造用鋼 S 45 C, S 55 C, SCM 3 および S Cr 3 鋼では、溶融線付近における極小衝撃値はいちじるしく低い。これにくらべて軟鋼、高張力鋼 W 55, W 60, Mn-Si 系および 2.5% Ni 低溫用鋼では、溶融線付近における極小衝撃値は比較的高い。高張力鋼 W 100 の場合には、溶接熱による変質部は母材原質部に比べて軟化しており、変質部の極小衝撃値は母材原質部のそれよりも高い。なお、変質部には極大衝撃値が現われている。そしてこの傾向は一般に調質鋼に見られる現象のようである。

2. 母材鋼の含炭量の低下は溶接変質部の極小衝撃値を上昇させることが明瞭である。

第 1 回 溶接構造の疲労に関するシンポジウム

※日 時 昭和41年2月8日(火) 9.30→16.30
 ※場 所 東京神田・日本化学会講堂(定員150名)
 ※主 催 社団法人溶接学会・溶接疲労強度研究委員会

(論文発表者50音順)

1. スラグ溶接継手及び超高張力鋼の曲げ疲労強度	船舶技術研究所	飯 田 国 広
2. 継手の曲げ疲れ強さと溶接止端形状	鉄道技術研究所	上 田 四 郎
3. 高張力鋼溶接継手の疲労強度	株神戸製鋼所	応 和 俊 雄
4. 羽根付溶接軸の疲れ強さ	株日立製作所	大 内 田 久
5. レール溶接部の疲れ強さ	東京大学生産技術研究所 " 鉄道技術研究所 日本軌道(株)	北 川 英 夫 堀 内 正 一 大 塚 亮 典
6. 耐食アルミニウム合金5083溶接部の疲れ強さおよび腐食疲れ強さ	東京大学生産技術研究所 石川島播磨重工業(株) 日本カーテンウォール工業	北 川 英 夫 箕 田 和 之 西 垣 遼 雄
7. SS41P の点溶接継手における疲労強度に及ぼす点溶接条件の影響について	姫路工業大学 " 西芝電機(株)	桜 井 忠 一 正 本 俊 一 北 本 雄 男
8. 溶接継手の疲労寿命の計算法	鉄道技術研究所	白 石 隆 義
9. 溶接欠陥と疲労	鉄道技術研究所	多 田 美 朝
10. 鋼材溶接継手の疲れ強さに及ぼす金属被膜の効果	名古屋大学工学部	益 本 功
11. 溶接継手疲労強度の基本的性質	日本海事協会技術研究所	山 口 勇 男

※参加者には当日テキストを1部300円で頒布します。

※申込先 東京都千代田区神田佐久間町1-11

社団法人 溶接学会 F・S 委員会 Tel 253-0488 ~ 9