Fig. 12 Schematic representation of longitudinal weld pool sections observed in the pulsed TIG welding. (a): $t_b/t_p=7$, (b): $t_b/t_p=16$

ると、再び平均粒径は大きくなった。 $t_b/t_p=16$ の場合のパルス一回当たりの溶融形態は Fig. 12(b) のように示される。この場合、ピーク電流値は 650 A となり、アーク圧力が非常に大きく、多量の湯が後方へと押し流され、図中の斜線部は Fig. 11 の④部に相当して三次元熱流によって凝固する領域であると考えられる。そのために、柱状晶がビードの上部約半分を占めることになって、全体的に平均粒径は大きくなったものと解釈される。

これまで述べてきたように、低周波パルス溶接における溶接金属の粒状、細粒化は、適正なパルス周期の下で組成的過冷によって達成されるものと考えられる。同時に、デンドライトの枝や幹の溶離によっても粒状、細粒化は促進されているものと思われる。しかし、これは、パルス周波数が溶湯の共振周波数に近く、溶湯の揺動が激しい場合に、特に、支配的になるものと推察された。

5. 結 言

SUS 310 S 鋼 (4 mm 板厚) のパルスティグ溶接において、ビード形成や凝固組織におよぼすパルス周波数や t_b/t_p などの影響を調べた。そして、溶接金属の粒状化、細粒化の条件を求めた。得られた結論は要次のようである。

1) 溶接ビードの形態はパルス周波数および t_b/t_p によって大きく変化した。本実験の場合、パルス周波数 25~30 Hz でハンピングビードが形成され、約 15 Hz より低い周波数内でトンネルビードが形成された。そしてそれらの形成領域は t_b/t_p の増大とともに拡大した。

2) $I_{av}=50$ A, $I_b=10$ A, 溶接速度 6 cm/min で溶接を行った場合、 $t_b/t_p=9\sim10$ およびパルス周波数 2.5 Hz 近傍で溶接金属は最も粒状化し細粒化した。(なお、この場合、トンネルビードが形成され、かつ、Fig. 7 に見られたように割れが発生しやすいが、これらは、フィラーの使用や磁気搅拌の併用等で解消される可能性があるが、今後、検討する。)

3) 0.5 Hz~10 Hz のパルス周波数における溶接金属の粒状化傾向の周波数依存性は組成的過冷度の差異および溶融・凝固の周期の差異によって説明された。また、溶湯の共振数に近いパルス周波数においては、デンドライトの枝や幹の溶融分離に起因した粒状晶の核の生成、成長がより顕著になって溶接金属の粒状化が促進されるものと考えられた。

参 考 文 献

- 1) J. G. Garland; "Weld pool solidification control", Met. Const., 6-4 (1974), 121-127
- 2) S. Kou et al.; "Improving weld quality by low frequency arc oscillation", W. J., 64-3 (1985), 51-55
- 3) 溶接学会溶接冶金研究委員会編; 溶接冶金 (レビュー) 上, (1987)
- 4) F. Matsuda et al.; "Effect of electromagnetic stirring on weld solidification of aluminum alloys (Report I~III)", Trans. JWRI, 7-1 (1978), 111-127; ibid. 7-2 (1978), 33-45; ibid. 13-1 (1984), 57-66
- 5) 大前晃他; "磁気搅拌利用の高品質溶接法の開発", 三菱重工技報, 20-3 (1983), 1-8
- 6) F. Matsuda et al.; "Effects of current pulsation on weld solidification structure of aluminum alloys", Trans. JWRI, 7-2 (1978), 139-141
- 7) 丸尾 大他; "パルス TIG 溶接における溶融池振動現象", 溶接アーキ物理委資料 82-48 5 (1981)
- 8) 森石正義; "低周波パルス TIG 溶接法の溶接諸条件の熱伝導解析による考察", 溶接学会誌, 48-12 (1979), 1033-1040
- 9) 長谷川正義編; ステンレス鋼便覧, 日刊工業新聞社, (1979), 104
- 10) 佐藤邦彦他; 溶接工学, 理工学社, (1979), 38

中, 高炭素低合金鋼の RRC 試験における焼割れの発生挙動*

—中, 高炭素低合金鋼の溶接熱影響部における低温割れの研究 (第 1 報) —

松田福久**, 中川博二**, 朴 和淳***, 村川敏浩***, 山口道雄****

Behavior of Quenching Crack in RRC Test*

—Study on Weld Cold Cracking in HAZ of Medium, High Carbon Low Alloy Steel (Report I)—

by Fukuhsa Matsuda**, Hiroji Nakagawa**, Hwa Soon Park***,
Toshihiro Murakawa*** and Michio Yamaguchi****

*原稿受付 昭和61年7月2日 昭和62年度春季全国大会論文発表講演

**正 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Inst. Osaka University

***学 生 員 大阪大学大学院 Student Member, Graduate Student of Osaka University

****正 員 山形県工業技術センター Member, Yamagata Research Inst. of Technology

In order to investigate the weld cold cracking of medium, high carbon low alloy steels which is considered to be caused by quench cracking, the fundamental behaviors of this type of cracking were studied by means of the RRC test. Namely, HAZ cracking in JIS SNCM439 (0.4C-1.8Ni-0.8Cr-0.3Mo steel) and JIS SK5 (0.8C plain carbon steel) was studied under the conditions of restraint intensity of about 9.8 to 29.4 kN/mm·mm without preheating utilizing GTA welding with austenitic filler wire to eliminate the effect of diffusible hydrogen. Main conclusions obtained are as follows:

- (1) General behavior of restraint stress after welding of these steels nearly agrees with that of weldable high strength steels in which martensitic transformation reduces restraint stress.
- (2) The last stage which gives the maximum or saturated restraint stress after welding is not seen even in the low restraint intensity of about 10 kN/mm·mm, because the cracking develops largely before the last stage.
- (3) Crack initiation estimated with AE technique occurs earlier with increasing the restraint intensity. The highest temperature of crack initiation, however, was about 352 K and 393 K in SNCM439 and SK5, respectively, meaning fairly lower than their Ms temperatures.
- (4) The stress at the crack initiation was about 400 MPa and 270 MPa in SNCM439 and SK5, respectively irrespective of the restraint intensity.
- (5) Crack initiation part has an intimate correlation with liquated grain-boundary in HAZ near fusion boundary, and gives very brittle intergranular fracture surface.

Key Words: Weldability tests, GTA welding, Low alloy steels, Carbon steels, Cold cracking, Grain boundaries, Acoustic emission

1. 緒 言

中，高炭素低合金鋼は主に機械構造用鋼，工具鋼及び軸受鋼等として広く使用されている。これらの鋼種に対する溶接は，従来，アーク溶接が主で，これについての研究報告が多くなされてきている¹⁻⁷⁾。しかし最近，電子ビーム，レーザ・ビーム溶接をこれらの鋼種の溶接に用いようとする試みが急速に増加してきたためこの方面の研究が次第に増加しつつある⁸⁻¹²⁾。

これらの鋼種の溶接における大きな問題は硬化能が非常に高く，そのため低温割れが発生し易いことである。この割れとしては水素による遅れ割れ以外に，これとは異なる低温割れが発生すると報告されている^{2,5)}。その特徴は，遅れ割れのような潜伏期間がみられず⁵⁾，また割れ発生温度もやや高いこと等である²⁻⁵⁾。従って，この割れは熱処理時の焼割れと類似のものと考えられているようである。一般に焼割れは，冷却途中で生じた熱応力や変態応力等による応力あるいは歪が破断応力あるいは破断歪より大きくなった場合，特に焼入時に Ms と Mf の中間温度以下つまり約50%程度のマルテンサイト（以下 M と略す）が生成する温度以下で発生するといわれている¹³⁾。しかし，溶接時の焼割れについての研究は少なく，M 変態と割れの発生，伝播挙動の関係，割れの形態の特徴ならびに成分元素の影響等不明な点が多い。従って，本研究ではこれらの材料の溶接時における焼割れの現象，機構及び感受性について検討し，その防止法を確立しようとしたものである。

本報では焼割れの発生温度と時期ならびに割れの特徴等を拡散性水素の影響がほぼ無視できる条件下で RRC 試験により検討した。RRC 試験を用いた理由は次の通りである。(1) 焼入時の絞りは Ms 点から急減すると報告されているため¹⁴⁾，TRC 試験やインプラント試験を採用すると荷重温度や荷重レベルの選択によっては溶接割れの挙動は実施工とは異なって評価されると考えられる。(2) RRC 試験では，溶接部の冷却により拘束応力が連続的に増加していき，また超高張力鋼等のように

Ms 点の低い鋼においては変態膨張及び変態超塑性等によって拘束応力が低下すること¹⁵⁻¹⁷⁾ が評価できる。このため実施工時の種々の拘束条件及びその材料の変態特性に応じた拘束応力の発生過程をよく再現できる。(3) RRC 試験では応力が容易に測定でき，1 次元的な拘束状態のため解析が容易である。

2. 使用材料及び実験方法

2.1 使用材料

使用材料は母材として SNCM 439 及び SK 5（いずれも板厚 25 mm）を用いた。なお比較データを得る目的で SM 41 も用いた。溶加材としては拡散性水素の影響をほぼ無視できるようにするためオーステナイト系（以下 γ 系と略す）ステンレス鋼ワイヤ Y 310（直径 1.6 mm）を用いた。その化学成分を Table 1 に示す。

2.2 実験方法

RRC 試験の試験片の形状，寸法を Fig. 1 に示す。開先は斜め y とし，ルート間隔は 1.6 mm とした。また開先の両端にはタブ板を置いた。RRC 試験方法は佐藤ら^{15,18)}の試験方法とほぼ同様に行ない，拘束度 Eh/l (E ；ヤング率， h ；板厚， l ；拘束距離)¹⁸⁾ は 9.8, 19.6 及び 29.4 kN/mm·mm の 3 段階を用いた。拘束応力は荷重/(ビードの平均のど厚×タブ板部を除いた溶接長)により求めた。溶接は GTAW を用い，溶接電流；300 A，アーク電圧；19 V，溶接速度；2 mm/sec (120 mm/min) 及び溶加材の送給速度；12.5 mm/sec (750 mm/min) とした。なお，Fig. 1 に示すように溶接長に沿った 3 ケ所の試験片裏面に CA 熱電対を挿入し，溶接熱サイクルを測定した。その結果，この溶接条件による冷却時間 $4t_{1073-773K}$ は約 3.5 秒であった。また試験片の一端に割

Table 1 Chemical compositions of materials used

Material		Chemical composition (wt.%)								Thickness	Dis.
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	(mm)	(mm)
Base metal	SNCM439	0.40	0.26	0.83	0.007	0.009	1.80	0.82	0.26	25	-
	SK5	0.83	0.34	0.48	0.010	0.007	-	-	-	25	-
Filler wire	Y310	0.09	0.51	1.72	0.025	0.005	20.5	25.8	0.04	-	1.6

Fig. 1 Configuration of RRC test specimen

れ発生時期を検出するための AE センサーを取り付けた。AE センサーは PZT の差動型で感度は $1 \text{ V}/\mu \text{ bar}$ 当たり -84 dB である。またバンドパス・フィルターは $100 \sim 350 \text{ kHz}$ であり、総利得は 80 dB とした。

3. 実験結果及び考察

3.1 拘束応力及び割れ発生の挙動

基準材の SM 41 を用いた場合の拘束応力の発生過程を Fig. 2 に示す。Fig. 2 及び以後の図において表示されている温度は溶接線中央部の結果を示した。いずれの拘束度においても拘束応力は溶接開始後から次第に増加し (第 1 段階)、その後、一度停滞し (第 2 段階)、さらに再び増加して最終値に達する (第 3 段階)。また、拘束度の増加に伴って第 3 段階への移行が早期に起こる。なお、最終応力値が拘束度の変化にかかわらずほぼ一定値を示したのは溶接金属部が降伏したためであると考えられる。

Fig. 3(a) 及び (b) に SNCM 439, SK 5 における拘束度 $19.6 \text{ kN/mm} \cdot \text{mm}$ の場合の拘束応力及び AE の発生率の挙動の一例を示す。横軸は AE の発生率を明確に示すため普通目盛りとした。まず拘束応力はいずれも Fig. 2 に示した SM 41 とほぼ同時期に第 1 段階が生じている。そして第 2 段階では変態による拘束応力の低下がみられ、特に SNCM 439 で顕著である。その後、再び増加していく。そして応力は極大値を示した後に減少していった。なお、目視でもこの極大値以後では割れがみられ、AE の発生は溶接中及び終了後にも

Fig. 2 Behavior of restraint stress in mild steel SM41

(a) SNCM439

(b) SK5

Fig. 3 Behavior of restraint stress and AE, restraint intensity $R_F = 19.6 \text{ kN/mm} \cdot \text{mm}$

時折みられたが、SNCM 439 では約 700 秒、SK 5 では約 300 秒後から頻繁にみられるようになった。そして AE の発生率に極大がみられた時点付近からいずれも拘束応力の低下が生じていた。このような挙動から SNCM 439 では約 700 秒、SK 5 では約 300 秒から割れが発生し始めたと考えられるが、このような AE による評価法について以下のような確認実験を行なった。すなわち Fig. 1 と同一の試験片に対して溶接終了後直ちに種々の一定のクロスヘッド・スピード ($C \cdot H \cdot S$; $1.7 \times 10^{-4} \sim 2.5 \times 10^{-2} \text{ mm/sec}$) にて引張変形を加え、AE の発生時点の前後で除荷し、断面検査により割れの有無を調査した。SK 5 についての結果を Fig. 4 に示す。図中の★印は AE 法により推定した割れの発生時点、○印及び●印は除荷後の検査によりそれぞれ割れ無し及び有りと判定されたものである。これらの結果から AE 法による上記の評価はほぼ妥当であることが分る。

Fig. 5(a) 及び (b) は SNCM 439 と SK 5 に対して種々の拘束度で RRC 試験を行なった場合の拘束応力の挙動及び AE から評価した割れ発生時期をまとめて示したものである。SNCM 439 においては、いずれの拘束度においても第 2 段階で M 変態による拘束応力の大きな低下がみられる。また第 3 段階では拘束応力が極大値を示した後、次第に低下していき完全破断に至る。AE 法により評価した割れ発生時期は拘束度が 9.8, 19.6 及

Fig. 4 Experimental confirmation of crack initiation time evaluated with AE technique by sudden unloading method during testing

Fig. 6 Relationship between temperature and crack initiation stress

(a) SNCM439

(b) SK5

Fig. 5 Summary of behavior of restraint stress and crack initiation time

び $29.4 \text{ kN/mm} \cdot \text{mm}$ の場合にそれぞれ約 1700, 700 及び 350 秒であり、これらの割れ発生時期に相当する温度はそれぞれの拘束度によって約 313 (40), 333 (60) 及び 353 K (80℃) であった。なお、割れ発生時期から最大応力値までの期間も拘束度の増加と共に短くなる傾向がみられた。また割れ発生時の応力はいずれも約 400

MPa で拘束度及び割れ発生温度による影響はほとんどみられなかった。

次に SK 5 の場合は、第 2 段階における拘束応力の低下が少ないことを除けば拘束応力の挙動は SNCM 439 とほぼ同様であった。しかし、割れ発生時期は 9.8, 19.6 及び $29.4 \text{ kN/mm} \cdot \text{mm}$ の場合にそれぞれ 650, 290 及び 190 秒であり、これらの割れ発生時期に相当する温度は約 333 (60), 368 (95) 及び 393 K (120℃) であった。また割れ発生応力はいずれも約 270 MPa であった。従って、SK 5 は SNCM 439 に比べて割れ発生応力が低く、割れ発生時期もやや早い、つまり割れ発生温度もやや高いことから割れ感受性がさらに高いことが分る。

上記のように本研究では拡散性水素量が非常に低いと考えられるにもかかわらず、このような低い応力で割れが進展することから本鋼種は焼割れ感受性が極めて高いといえる。

Fig. 6 に以上の 3 種類の拘束度における両材料の割れ発生温度と割れ発生応力を比較のためまとめて示す。本実験の範囲内では割れ発生応力は材質によって異なるが拘束度及び割れ発生温度によってはそれほど変化がみられなかった。また、割れ発生温度は拘束度が $29.4 \text{ kN/mm} \cdot \text{mm}$ と非常に厳しい状態においても SNCM 439 で約 353 K (約 80℃), SK 5 で約 393 K (約 120℃) であり、一般にこれ以下の温度で割れが発生した。この温度は従来の水素による低温割れに比べてやや高いようであるが、大きな差異はない。このため焼割れと水素による低温割れの区別は一般に難しいことになる。このような割れ発生温度と M 変態との関連性を調べるため高周波誘導式熱サイクル再現装置を用いて高温からの冷却中 ($dt_{1073-773\text{K}}; 2.5 \text{ 秒}$) の変態膨張を測定した。これによれば SNCM 439 及び SK 5 の M_s 点はそれぞれ約 553 K (280℃), 473 K (200℃) であった。また SNCM 439 で割れが発生した最高温度 353 K では大部分の変態がすでにほぼ完了した後であることが分った。一方、SK 5 では変態がほぼ 50% 程度進行した時点であった。

なお、上述のように SK 5 では第 2 段階における拘束応力の低下が SNCM 439 に比べて少なかったが、その

理由は次のように考えられる。これらの鋼種の HAZ は共に主として M 組織を示していたが、Fig. 7 の硬度分布にみられるように SNCM 439 の HAZ での硬化域は SK 5 に比べて 2 倍以上広い。この硬化域の差のため、SNCM 439 の M_s 点が SK 5 より高いにもかかわらず、変態膨張等による応力の低下がより大きく現われたと考えられる。

3.2 割れのマクロ及びミクロ的な特徴

SNCM 439 と SK 5 の溶融境界近傍の組織はいずれも主として M 及び少量の残留 γ からなっていた。ただし SK 5 では部分的にトルースタイトがみられた。なお、溶接金属はいずれも γ を示した。Fig. 8 に SNCM 439 の低倍率での割れ近傍の横断面ミクロ組織を示す。この割れはまずルート部に近い粗粒域の HAZ に発生し、その後溶融境界部に近い HAZ を伝播していた。ここで割れがルート部から発生することについては Fig. 4 に示した試験途中での除荷試験片の断面検査から確認できた。また SK 5 も同様な傾向であった。次に飽和ピクリン酸水溶液+界面活性剤の腐食液により割れと液化粒

界との関連性について調べた。その結果、Fig. 9 に示すように割れ近傍には粒界液化の痕跡がしばしば観察された。以上のことより、溶接継手の焼割れの発生位置は溶融境界部近傍の粗粒 HAZ の粒界液化部と考えられる。

また割れ発生部付近のミクロ破面は Fig. 10 に示すように典型的な粒界破面で、そのほとんどは塑性変形が少なく非常に脆性的であった。また、割れが発生した後の伝播部では粒界破面と共に塑性変形をかなり伴った擬へ

Fig. 7 Hardness distribution in HAZ

Fig. 8 Microstructure around crack in HAZ of SNCM439

(a) SNCM439

(b) SK5

Fig. 9 Liquated grain-boundary around crack (Arrows mean liquated grain-boundary)

(a) SNCM439

(b) SK5

Fig. 10 SEM microfractograph of intergranular fracture facet in crack initiation part

き開破面からなっていた。

4. 結 言

中炭素低合金鋼 SNCM 439 及び高炭素鋼 SK 5 の焼割れの挙動について RRC 試験を用いて検討した。特に水素の影響を除去するため溶接には GTAW を用い、また溶加材には Y 310 (γ 系) ワイヤを用いた。得られた結果を要約すると次の通りである。

(1) RRC 試験における拘束応力の変化は従来の低炭素鋼の場合とはほぼ同様であるが、これらの鋼種では変態膨張による拘束応力の低下が明瞭に発生する。従って、この鋼種での溶接時には変態膨張による拘束応力の低下が無視できないことが分った。

(2) 3 種類の拘束度 (9.8, 19.6 及び 29.4 kN/mm²) を用いたが、いずれにおいても低い応力で割れが発生し、継手は破断した。これよりこれらの鋼材は拡散性水素量が極めて少ない場合でも、焼割れ感受性が高いことが分った。

(3) AE 法を用いて割れ発生時期を推定する方法を検討したが、この方法で比較的良好に割れ発生が推定できることが分った。この AE 法により推定した割れ発生時期によれば拘束度の非常に厳しい状態においてもいずれも Ms 点よりかなり低い温度 (373 K 前後) で割れが発生した。また拘束度が低くなるに従って割れ発生温度は低くなった。このことより焼割れは従来の水素による低温割れとはほぼ同程度の温度で発生することが分った。

(4) 本実験の範囲内では、同一鋼材では拘束度、発生温度に関係なくほとんど一定応力値で割れが発生した。これらの値は SNCM 439 では約 400 MPa, SK 5 では約 270 MPa であった。

(5) 焼割れの発生位置は、溶融境界部に近い粗粒化した HAZ の粒界で液化した部分に発生していた。

終りに、本研究で用いた材料の一部は三菱重工(株)広島製作所から提供を受けた。記して謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) 安藤, 木俣; 高炭素 (0.86% C) 鋼の溶接性について, 本誌, 25-6 (1956), 314-321.
- 2) K. Notvest; Effect of Thermal Cycles in Welding D6AC Steel, Weld. J., 45-4 (1966), s. 173-177.
- 3) 西尾, 深谷, 益重; 中炭素低合金鋼の溶接, 三菱重工技報, 7-4 (1970), 478-486.
- 4) 川原, 高橋; S50C 材の溶接割れについて, 本会講演概要集, 15 (1971), 22-23.
- 5) T. Kobayashi, I. Aoshima; Toe and Underbead Cracking in Low-Alloy Steels, Trans. JWS, 2-1 (1971), 70-76.
- 6) F. Matsuda, H. Nakagawa, T. Tsuji, M. Tsukamoto; Fractography of Cold Crack of Various Carbon Steels and Alloy Steels by means of the Implant Test, Trans. JWRI, 7-1 (1978), 71-85.
- 7) 朝倉, 二瓶; Cr-Mo 系強靱鋼の溶接性, 本会講演概要集, 24 (1979), 24-25.
- 8) 志田, 岡村, 喜多, 蓮井; 電子ビーム溶接の欠陥発生及び防止に関する研究, 本誌, 49-7 (1980), 440-446.
- 9) 稲垣, 橋本, 入江, 塚本; 電子ビーム溶接における欠陥防止に関する研究, 金材研報告集, (1982), 145-162.
- 10) 新見, 原; 電子ビーム溶接・レーザ溶接, 溶接技術, 4 (1986), 60-67.
- 11) 松田, 喜多, 中崎, 坪, 上原, 志田; 炭素鋼および Cr-Mo 鋼の電子ビーム溶接性の研究, 本会論文集, 4-1 (1986), 79-83.
- 12) 坂端, 渋谷, 中島, 峰久; 炭素鋼低合金鋼の電子ビーム溶接における低温割れの研究, 本会論文集, 4-1 (1986), 131-137.
- 13) 大和久; 焼割れを考える, 熱処理, 7-3 (1967), 140-144.
- 14) 利岡, 深川, 雑賀; マルテンサイト変態過程における鋼の塑性と焼割れに対する考察, 鉄と鋼, 59-2 (1973), 308-312.
- 15) 佐藤, 松井; 9% Ni 鋼溶接部の溶接割れについて, 本誌, 36-1 (1967), 29-34.
- 16) F. Matsuda, H. Nakagawa, K. Shinozaki, Y. Nishio; Effect of Transformation Expansion on Restraint Stress of Weldment in High Strength Steels, Trans. JWRI, 11-2 (1982), 57-65.
- 17) F. Matsuda, H. Nakagawa, K. Shinozaki, H. Kihara; Evaluation of Transformation Expansion and Its Beneficial Effect on Cold Crack Susceptibility Using y-Slit Crack Test, Trans. JWRI, 13-1 (1984), 47-55.
- 18) 佐藤, 松井; 溶接継手の拘束応力とこれにともなう溶接割れの研究, 本誌, 36-10 (1967), 1096-1109.

低 ΔK 領域における単一引張過大荷重による疲労き裂伝播の遅延現象に及ぼす溶接引張残留応力の影響*

榊 原 淳**, 堀 川 浩 甫***

Effect of Welding Tensile Residual Stress on Fatigue Crack Growth Retardation Following Single Tensile Overload in Low ΔK Region*

by Atsushi Sakakibara** and Kohsuke Horikawa***

Effect of welding tensile residual stresses on fatigue crack growth retardation following single tensile overload in low ΔK region was studied experimentally. Material used was steel of 800 MPa in tensile

*原稿受付 昭和61年1月27日 昭和62年度春季全国大会論文発表講演

**正 員 大阪大学大学院(現:三菱重工(株)) Member, Osaka University Graduate School (Present Address: Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

***正 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute of Osaka University