高張力鋼溶接継手の熱影響部微視組織と破壊靱性*

亀田 純** 高橋秀明*** 鈴木正彦***

Microstructure and Fracture Toughness of Heat-Affected-Zone
in a Welded Low Alloy Steel*

by Jun Kameda**, Hideaki Takahashi*** and Masahiko Suzuki***

The fracture toughness in a low alloy welded steel has been examined with particular reference to HAZ microstructures. It is shown that a wide variety of structure in the HAZ adjacent to fusion boundary through thickness is produced by virtue of the different thermal histories experienced by each part in a multi-pass welded low alloy steel. The HAZ microstructures can be classified into seven distinct kinds (named A, B, C, D, E, F and G) according to the microscopic constituent and grain size. Fracture toughness dependence on the HAZ microstructures is demonstrated by instrumented Charpy dynamic K_d and static COD test on small specimens taken from the full thickness welded plate. The slit tip is carefully located in the HAZ adjacent to fusion boundary. The results make it clear that static COD test is more available for assessing fracture toughness dependence on the HAZ microstructures than instrumented Charpy impact test. The martensitic-bainitic HAZ microstructures (A, B and C) which are localized in the vicinity of the weld toe fusion boundary impair most significantly of all the HAZ microstructures. Furthermore, the emphasis must be placed upon the fact that martensitic-bainitic HAZ microstructure G tempered at relative high temperature during following welding process has excellent toughness, although the microstructure G seems to be similar to the microstructure of weld toe HAZ.

1. はじめに

最近著者らは原厚 25 mm の 60 kg/mm² 級調質低合金鋼多層溶接継手の靱性を評価するにあたって、切欠き先端が正確に溶接融合境界に位置するような種々の深さをもつ切欠きをもうけた試験片について曲げ試験を行い、切欠きの深さによって限界き裂開口量および破壊靱性値には大きなひらきがあらわれることを報告した。一方 Cotton および Thomas²⁾ の報告によると、溶接継手熱影響部融合境界近傍にもうけられた切欠きの深さが一定であっても、限界き裂開口変位は切欠き先端が融合境界に接近する程低下している。これらの結果はいずれも、溶接継手熱影響部の領域は狭小なものであるのかかわらず、熱影響部の微視組織が継手の脆性破壊発生に対する大きな要因であることを示唆しているものである。

溶接継手熱影響部融合境界にその組織は、その板厚方向の位置によって異った熱履歴をうけて生じたものであるから、多様な組織の配列からなるものである。従って

溶接継手の靱性評価にあたってはこれら熱影響部組織の様相を考慮に入れねばならない。本報告は溶接のままの調質低合金鋼多層溶接継手の板厚方向溶接融合境界に隣接する熱影響部組織を観察し、微視構成要素および旧オーステナイト結晶粒度に応じて熱影響部組織を分類した。ついで原厚溶接継手材よりこれらの各組織をふくむシャルピー型試験片を採取し、シャルピー試験による遷移温度、および動的破壊靱性の評価、ならびに静的曲げ試験による限界き裂開口量の測定を行い熱影響部靱性の微視組織依存性を検討したものである。

2. 供試材および溶接条件

供試した鋼材は Table 1 にしめした成分をもつ原厚 25 mm の 60 kg/mm² 級調質低合金鋼であり、その炭素当量は 0.38% である。室温における降伏応力、引張強さおよび伸びはそれぞれ 52 kg/mm², 64 kg/mm² および 32% である。鋼材の開先形状は X 型であり、これに Fig. 1 にしめした積層順序によって手溶接によるアーク溶接を施した。溶接棒には高温で十分に乾燥した低水素ライム系のものを用いた。溶接は Table 2 にしめしたような条件によって施行した。予熱層間温度は 150°C である。溶接ビード方向は鋼材の圧延方向に直角であり裏はつりは 3 層目のビード盛りをした後行った。溶接後

*原稿受付 昭和50年12月10日 (昭和49年度春季全国大会にて発表)

**正 員 東北大学大学院 Member, Graduate School of Engineering, Tohoku Univ.

***正 員 東北大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Tohoku Univ.

Table 1 Chemical composition of base metal

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
0.11	0.24	1.41	0.010	0.010	0.15	0.016	0.001

Table 2 Welding condotions

No. of pass	Welding rod	Rod dia	Welding current	Arc voltage	Travel speed	Heat input
1, 2, 4, 5	D6016	4	170	24	12.2	20.0
3, 0~11	D6016	5	220	26	17	20.2

Fig. 1 Welding sequence

の熱処理は行わず, 以上のような手順で作られた大きさ 400 mm×450 mm の溶接材から試験片を採取した。

3. 融合境界にそう熱影響部組織

前節でしめした溶接条件で施行された多層盛突合わせ溶接継手断面のマクロ腐食写真を Photo. 1 にしめす。溶接継手熱影響部の組織, 特に多層盛溶接での溶接融合境界にそう微視組織は多様に変化し一見複雑に見える。しかし旧オーステナイト結晶粒界を選択的に腐食する溶液 (80°C, 100 cc 飽和ピクリン酸溶液+1 g トリメチルペンゼンスルホン酸ナトリウム) を用いて組織観察を行うと, 融合境界にそう組織は Photo. 2 にしめした A, B, C, D, E, F および G とここで名付けた典型的な 7 種の組織が板表面から順に配列していることがわかる。以上の観察をもとにして, 融合境界にそう組織配列を図示したものが Fig. 2 である。この図で A₁ および A₃ は Photo. 1 で観察される A₁ 及び A₃ 変態等温線をしめすもので, 点線は第 7 ビード積層時, 一点鎖線は第 5 ビード積層時に際してあらわれたものである。

溶接止端部近傍では Fig. 2 にしめしたように A, B および C と名付けられた組織が第 7 および第 5 ビードに隣接して層状に配列している。これら 3 種の組織は表面から 5~6 mm 以内に存在し, かつ第 7 ビードによる A₃ 変態温度をしめす等温線と溶接融合境界にはさまれた領域内にある。いずれもマルテンサイト・ベイナイト組織であり, 第 5 ビードに隣接する組織と第 7 ビードに隣接する組織との間には相異がみとめられないことから, A, B および C なる組織は第 7 ビード積層時の熱履歴

Photo. 1 Macro-etch photograph of weldment **Fig. 2** Schematic diagram of distribution of HAZ microstructures relating to thermal cycles of welding

歴によって最終的に形成されたものといえよう。組織 A は第 7 ビードによる入熱により融点に近い最高到達温度でオーステナイト化され, 120~50μm の旧オーステナイト結晶粒度をもつ粗大な組織である。組織 A 以下の領域では, 第 7 ビード積層時の温度は A の領域にくらべて低いが微視構成要素は A と異ならない。ただ内部に入るとつて旧オーステナイト結晶粒度は小さくなり且ベイナイト組織のしめる割合も多くなる。この領域を結晶粒度の大きさによって 2 つに大別し, B および C と名付けた。B および C の旧オーステナイト結晶粒度はそれぞれ 50~10μm および 10μm である。以上の組織のピッカース微小硬さは, A, B および C においていずれも 430 kg/mm²~250 kg/mm² の範囲内でばらつきをしめす。ただし微小硬さはハネマン式微小硬度計により荷重

Photo. 2 Microphotograph of HAZ microstructures

(a) A, (b) B, (c) C, (d) D, (e) E, (f) F, (g) G.

20 g で測定して得られたものである。

組織C以下の領域には Photo. 2 に D, E, F および G でしめされている組織がこの順序に第4ビード積層時の融合境界と第5ビード積層時の A_3 変態温度をしめす等温線とにはさまれた領域の融合境界にそって繰り返してあらわれる。この一連の組織の中 D, E および F は、はじめ第4ビードによって変態し次いで第5ビード積層時に融点と A_3 変態温度間の温度で加熱されるが、最終的には第7ビードによって A_1 変態温度と A_3 変態温度間の温度に加熱されて生じた組織であって溶接止端部近傍にみられるマルテンサイト・ベイナイト組織とは様相を

異にする。組織Dは第7ビード積層時の A_3 変態等温線が融合境界に交る位置に局在しており、フェライト地に微細な炭化物が均一に分散したものである。結晶粒度はほぼ $10\mu\text{m}$ 以下で、本報告でとりあつかっている熱影響部組織中粒度の最も小さい組織である。この組織の微小ビッカース硬さは 250 kg/mm^2 である。組織Dの下部にある組織Eは、第4ビードの融合境界に隣接しかつ第7ビード積層時の A_1 および A_3 両変態等温線の間に存在している。この組織は Photo. 2 の顕微鏡写真にみられる通り、微視構成要素はいわゆる中間段階の組織で結晶粒度 $50\sim 10\mu\text{m}$ のやや粗大な針状組織を呈している。

組織EがDにくらべて粗大であるのは、組織Eの存在する領域における第7ビード積層時の最高到達温度が A_1 , A_3 両変態温度の中間にあるため、第5ビード積層時に既に生じていた針状粗大な組織が完全に変態しなかったことによるものと考えられる。組織Eにひきつづいて、第7ビード積層時の A_1 等温線と第4ビード融合境界のまじわる狭い領域に、旧オーステナイト結晶粒界に炭化物が析出した組織Fがあらわれる。この組織に隣接してGと名付けた組織があらわれる。この組織は Fig. 2 にしめされてあるように、第4ビード融合境界に隣接して第5ビード積層時の A_3 変態点以上の温度をうけた領域内にあらわれる。この組織は Photo. 2 の顕微鏡写真にみられるように、止端部組織A～Cと同様なマルテンサイト・ベイナイト組織をもち、旧オーステナイト結晶粒は $50\sim 10\mu\text{m}$ 、マルテンサイト微小硬さは 310 kg/mm^2 である。この組織が板厚内部にありながら組織D, E, Fとは異って、止端部の組織に等しいことは熱履歴によって説明することが出来る。組織D～Fについては、この組織の形成に最終的な影響を与える温度は第7ビード積層時の最高到達温度であるが、この温度は Fig. 2 からわかるように A_1 変態温度以下の温度である。これに対して組織Gの形成に最終的な影響を与えるのは第5ビードの積層であり、このビード積層時におけるこの領域の最高温度は A_3 変態温度以上である。この温度条件は止端部組織A～Cの場合に等しい。このため組織Gは板内部にありながら止端部の組織と同様なマルテンサイト・ベイナイト組織をしめすものと考えてよい。ただ組織Gの微小硬さはA～Cにくらべて低いが、これは組織Gは第7ビード積層に際して A_1 変態温度以下の温度で焼き戻しをうけたためと解される。

組織G以下の領域には Fig. 2 にしめしたように、組織D, E, FおよびGが再びこの順序でくり返してあらわれる。

以上の観察結果によって熱影響部組織の形成に対して最も大きな影響を与える要因は、最終的に各組織の形成に関与するビード積層時の最高到達温度であることがわかる。すなわち組織A, B, CおよびGの領域においてはその最高到達温度はいずれも A_3 変態温度以上であり、これらの組織はすべてオーステナイト・ベイナイト組織であり且つ微小硬さも高い。これに対して最高到達温度が A_3 変態温度以下でかつ A_1 変態温度以上の領域では、組織D, EあるいはFにみられるように、フェライト地に炭化物が分散したもの、あるいは旧オーステナイト結晶粒界に粗い炭化物が析出したものがあらわれている。すなわち調質低合金鋼の溶接継手の熱影響部組織は、一見すれば複雑な組織の配列しているものであるが

大別すればマルテンサイト・ベイナイト組織とフェライト地に炭化物が分散した組織とが規則的に配列しているものであることがわかる。

4. 熱影響部組織の靱性

前節にしめされたような熱影響部各種組織の溶接のままでの靱性をしらべるため、原厚溶接継手から Fig. 3 にしめしたようにシャルピー試験片 ($10\times 10\times 55\text{ mm}$) を板厚方向の種々の位置から採取した。採取にあたっては、試験片に設けられる切欠きの先端が前節でのべられた各種の熱影響部組織中の溶接融合境界に位置するように注意した。このため加工に先立って、試験片の両端面をあらかじめマクロ腐食し、切欠き先端が確実に所定の位置にあるように注意して円板カッターによる巾 0.15 mm のスリットをもうけた。シャルピー試験片の切欠きは深さ 2 mm のV字切欠きに規定されているが、ここでは巾 0.15 mm のスリットとし、かつ止端部近傍の組織A～Cについての試験片においては、スリットの深さが 2 mm ではその先端を確実に所期の融合境界に置くことが出来ない場合もあるので、これらの組織についての試験片にかぎって深さは 2 mm にとることは出来なかった。内部組織D～Gについてはスリット深さは 2 mm にとることが出来る。ただしスリット先端を確実に所定の融合境界に設定するため、各グループでスリット深さを正確に一定にすることは出来なかった。組織Aおよび組織D～Gについての試験片でのスリット深さはそれぞれ $0.96\sim 1.2\text{ mm}$ および $2.2\sim 2.6\text{ mm}$ である。以上のようにして作られた試験片についてシャルピー衝撃試験および静的曲げ試験を行い、各種組織の靱性の評価を行った。

Fig. 3 Specimen geometry

(1) 遷移温度および動的破壊靱性値

容量 $30\text{ kg}\cdot\text{m}$ のシャルピー試験機によって得られた吸収エネルギーの温度依存性を Fig. 4 にしめす。この図で▲印は組織Aの融合境界にスリット先端をもつ試験片について得られたものであり■印は板厚内部の組織D～Gについて得られたものである。図にはまた比較のためにスリット深さ 2 mm の母材についての結果もあわせてしめした。この結果のしめすところによると、止端

Fig. 4 Dynamic fracture toughness and absorbed energy of HAZ microstructures vs. temperature

部に隣接している組織Aについての遷移温度は最も高い。内部組織D～Gの吸収エネルギーの温度依存性には組織のちがいによる差はみとめられず一括して一つの曲線によってしめされ、組織Aと組織D～Gには遷移温度にしておおよそ20°Cの差があることがみとめられる。

このような組織の差による靱性の差は動的破壊靱性によってもしめされる。動的破壊靱性値 K_d は、試験機のハンマーにひずみゲージを接着しオシロスコープ上の荷重-時間曲線より破壊時の荷重を求め次式³⁾によって算出した。

$$K_d = Y \frac{6Ma^{1/2}}{BW^2}$$

$$Y = 1.99 - 2.47(a/W) + 1.297(a/W)^2 - 23.17(a/W)^3 + 24.8(a/W)^4$$

ここに Y は板巾を考慮した修正係数、 M は破壊荷重から算出された曲げモーメント、 a はスリット深さ、 B は板厚、 W は板巾である。スリット深さは吸収エネルギー測定の場合と同様に組織Aをもつ試験片ではほぼ1mm、板厚内部組織の試験片についてはほぼ2mmである。得られた結果を Fig. 4 にしめす。図中括弧内の数値は a/W をあらわすものである。この図より止端部に隣接した組織Aの K_d 値は板厚内部のD～G組織のそれより低くかつ K_d 値の温度依存性をしめす曲線は高温側に移動している。この傾向は遷移温度の場合と同様であるが、遷移温度による場合には-60°C以下では組織の差があらわれてこないのに対し、動的破壊靱性値による場合には実験温度の全域にわたって組織Aの靱性が内部組織のそれより低下していることがしめされている。

以上の実験においては組織Aについての試験片と、組

織D～Gについての試験片とでは、 a/W の比が大きく異なっている。従って両者について得られた結果より靱性を比較することは出来ない。しかし組織Aについての試験片ではスリット深さが、組織D～Gについてのもののほぼ1/2であるにもかかわらず組織Aは組織D～Gにくらべて遷移温度は高く、動的破壊靱性値は小さい。従って組織Aの試験片スリット深さが組織D～Gの試験片のスリット深さに等しければ、組織Aの靱性値は Fig. 4 にしめされているものよりさらに低下するはずである。すなわち以上のことから組織Aは明らかに組織D～Gにくらべて低靱性であることがわかる。

(2) 限界き裂開口量

熱影響部組織はすでに明らかにされたように、7種類に区分出来る典型的な組織が熱影響部融合境界にそって狭い領域に配列している。このような狭い領域に局在している熱影響部組織は、動的試験によっても表面近傍にある組織と内部組織とは大きな靱性の相異をしめすことが明らかにされた。しかし動的試験特にシャルピー衝撃試験によって求められる吸収エネルギーは試験片全断面についてのものであって、注目している組織そのものの靱性を直接与えるものとはならない。従って熱影響部各組織の靱性を評価するにはき裂先端部の塑性流動を知るのにより有効である。スリット先端部の塑性流動を知るため(1)で用いたのと同様な各熱影響部組織をふくむシャルピー試験片について容量30トンの油圧駆動万能試験機により-150°Cのもとでクロスヘッド速度0.2mm/minにより曲げ試験を行った。試験片にうけられる巾0.15mmのスリット先端は3で区別した典型的な組織の融合境界に位置することは、これまでの実験と同じである。試験片表面にはナイフエッジをもうけ、この先端にクリップゲージを装着しスリット肩部の開口量 V_g を測定した。各組織の靱性は破壊時のスリット先端の開口量 δ_c をもって評価した。ただし δ_c は、あらかじめ実験的に求められた rotational factor⁴⁾を用い、破壊時の V_g から算出した。以上のようにして求められた熱影響部各組織の限界開口変位 δ_c を Table 3 にしめす。この Table には3で得られた各組織の結晶粒度、微小硬さおよび同一形状の試験片について-150°Cで得られた母材の δ_c もあわせて記載した。この温度ではすべての試験片は擬へき開破壊であった。

この Table によってスリット先端部の塑性流動能を反映する限界開口変位 δ_c は組織の微視構成要素および結晶粒度に依存するものであることがわかる。止端部に隣接する組織A、BおよびCはいずれもマルテンサイト・ベイナイト組織であり、これら組織の δ_c は旧オーステナイト結晶粒度に依存し、粒度の大なるもの程 δ_c は

Table 3 Critical COD, Vickers micro-hardness and grain size of HAZ microstructures

HAZ microstructure	A	B	C	D	E	G	Parent
Critical COD (μm)	35	32—47	109	174	75—112	194	300
Hv (micro-vickers)	350	350	350	250	250	310	200
Grain size (μm)	120—50	50—10	10—	10—	50—10	50—10	—

小さい。この結果は低合金鋼再現熱影響部が擬へき開破壊する場合について得られた結果⁵⁾と同様な傾向をしめしている。

動的試験によった場合には、内部組織 D～G には組織の相異があるにかかわらず遷移温度あるいは K_{δ} 値は一定であって靱性の差があらわれない。しかし限界開口変位 δ_c によると Table 3 からわかるように、組織 D～G の靱性には明瞭な差があらわれている。すなわちフェライト・炭化物からなる組織 D および E は止端部組織より高い靱性をもちかつ結晶粒度の小なるもの程靱性値が高い。これに対し組織 G はその微視構成要素は止端部組織と同様なマルテンサイト・ベイナイト組織でありかつこの組織の旧オーステナイト結晶粒度は止端部組織の中の組織 B とほぼ等しいのかかわらず限界開口変位は $200\mu\text{m}$ にも達し本溶接継手熱影響部組織中最高の靱性値をもっている。母材の δ_c が $300\mu\text{m}$ であることを考慮すると溶接のままでこの組織の靱性は著しく高いものであるといえる。

5. 考 察

多層盛溶接継手の熱影響部の各組織の存在する領域は狭小であるので、本実験で得られた遷移温度、動的破壊靱性値あるいは限界開口変位はスリット先端部組織自身の靱性を正確に表示するものではない。しかし動的試験によって得られた遷移温度、動的破壊靱性値によっても止端部組織と板内部組織との 2 つのグループの間の靱性には明瞭な差があり、止端部組織は内部組織にくらべて低靱性であることがしめされている。COD 試験によって得られる限界開口変位によると、熱影響部各組織の靱性はさらに明確となり、多層盛溶接における熱履歴が組織の靱性に大きな影響を与えるものであることが明らかとなる。多層盛溶接においてビード積層による焼きもどし効果が靱性の改善に有効であることは Dolby⁶⁾, Smith⁷⁾ によって報告されているが、本実験で内部にある組織が止端部組織にくらべて高い靱性をもっていることは、明らかに多層盛による焼きもどし効果によるものである。すなわち止端部組織にくらべて内部組織の靱性が高いのは、止端部組織の形成にあずかるのはほとんど

最終ビード積層時の入熱だけであるのに対し、板内部ではこの最終ビード積層時の入熱が焼きもどし効果として作用しているためである。この場合最終ビード積層時の温度が靱性値に影響を与えることは組織 D～G の靱性値から明らかであろう。すなわち組織 D および E は最終ビード積層時に A_1 , A_3 両変態温度の間の高い温度によって焼きもどされ止端部組織とは異った組織となり、かつ靱性値も止端部よりは増加する。これに対し組織 G は組織 D および E のうけた焼きもどし温度より低い (A_1 変態温度以下でかつ A_1 変態温度に近い) 温度で焼きもどされた組織であるため、組織自体は止端部組織と同様なマルテンサイト・ベイナイト組織であるにかかわらず著しく高い靱性をもつ組織となる。止端部組織の限界き裂開口変位が母材のそれにくらべて著しく低下しているのに対し、板内部組織の中には母材とほぼ等しい限界き裂開口変位をしめす組織があることは、後続ビード積層による焼きもどし効果が熱影響部組織の靱性に大きな影響を与えるものであることをしめしているほかならない。

6. お わ り に

1) 原厚 25mm の 60kg/mm^2 級調質高張力鋼多層盛溶接継手の融合境界にそう熱影響部組織を微視構成要素および結晶粒度によって区別すると、熱影響部組織は典型的な 7 種の組織に類別することが出来る。止端部近傍にはマルテンサイト・ベイナイト組織があり、融合境界に近い程旧マルテンサイト結晶粒度は大きい。この組織の下部にはフェライト地に炭化物が分散した組織とマルテンサイト・ベイナイト組織との一連の組織が融合境界にそって配列している。この一連の組織はくりかえして板内部にあらわれる。

2) 溶接のままの原厚継手材の種々の板厚位置からシャルピー型試験片を採取し、熱影響部各組織の融合境界にスリット先端をもうけ、衝撃試験および COD 試験を行い各熱影響部組織の靱性を評価した。止端部近傍にあるマルテンサイト・ベイナイト組織は内部にある組織にくらべて遷移温度は 20°C 高く、動的破壊靱性値は低い。COD 試験によって得られる限界き裂開口変位によると熱影響部各組織の靱性は、衝撃試験によった場合より明瞭となる。止端部近傍の組織の限界き裂開口変位は、旧オーステナイト結晶粒度の大なるもの程小さい。内部にあらわれるフェライト地に炭化物の分散した組織は、止端部組織より高い靱性をもっている。この組織の靱性も結晶粒度に依存し、結晶粒度の小さいもの程大きな靱性値をもつ。

3) 板内部にあって止端部組織と同様なマルテンサイ

ト・ベイナイト組織をもつ組織は、その旧オーステナイト結晶粒度は微細でないにもかかわらず本熱影響部の各組織の中で最も大きな限界き裂開口変位をもっている。

4) 溶接のままでの多層盛溶接継手熱影響部の各組織の靱性は熱履歴によって強く支配される。板内部にある熱影響部組織が止端部組織にくらべて高い靱性値をもつのは、内部にある組織が後続ビードによる焼きもどし効果をうけるためである。特に板内部にあるマルテンサイト・ベイナイト組織に対しては、後続ビード積層時の熱履歴による焼きもどしは効果的でありこの組織の靱性値はいちおるしく高い。

後記 本実験に協力された長谷川邦夫氏(現日立製作所日立研究所)に対し心から感謝する次第である。

参 考 文 献

- 1) 長谷川, 高橋, 鈴木: 高張力鋼溶接継手の破壊靱性, 本誌, 44-4 (1975) 317-322
- 2) H.C. Cotton and D.B.J. Thomas: Practical Fracture Mechanics for Structural Steel, Proc. Symp. on Fracture Concepts for Weldable Structural Steel, United Kingdom Atomic Energy Authority, Edit., M.O. Dobson, (1969), K4
- 3) W.F. Brown and J.E. Srawley: Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials, ASTM STP 410 (1966), 13
- 4) T. Ingham, G.R. Egan, D. Elliot and T.C. Harrison: "The Effect" of Geometry on the Interpretation of COD Test Data, Practical Application on Fracture Mechanics to Pressure-Vessel Technology, The Institution of Mechanical Engineers, (1971), 200
- 5) R.E. Dolby and J.F. Knott: "Toughness of Martensitic and Martensitic-Bainitic Microstructures with Particular Reference to Heat-Affected Zones in Welded Low Alloy Steel" J.I.S.I. 210-11 (1972) 857s-865s
- 6) R.E. Dolby: "Welding and Fracture Initiation in QT low alloy steels", Met. Const. 3- (1971), 99
- 7) E. Smith: "Effect of Welding and Post-Weld Heat Treatment on QT 35 steel", Met. Const. 3- (1971), 303s-308s

【新 刊 案 内】

● 国際溶接学会第 XIII 委員会文献集 (1975年版)

A 4 版, 青焼復写, クロス巻上製本, 320 頁, 英文. 頒価 14000 円 (送料共) 50 部限定.

● EXPLOITING WELDING IN PRODUCTION TECHNOLOGY

—The Welding Institute 主催の国際会議プロシィーディングス— 頒価 10,700 円

〔目 次〕

- ARC WELDING—New Developments to Improve Productivity
- THE IMPACT OF INSPECTION ON WELDING PRODUCTION—Weld Inspection—friend or foe
- ARC WELDING—Weld Preparation and Advances in Positional Welding
- WELDING FUME—Its Measurement and Removal
- NEW PRODUCTION PROCESSES—Progress in the Application of Electron-Beam Welding and Vacuum Brazing
- THE ARC PLASMA PROCESS—Progress in its Development and exploitation
- RESISTANCE AND MICROFRICTION WELDING—New Techniques to Improve Productivity

【申 込 先】 生々 (せいせい) 文献サービス (溶接学会文献サービス係)
〒151 東京都渋谷区千駄ヶ谷 3-3-4 電話 03-478-4062

【振 込 先】 三菱銀行新宿支店 (当座) 生々文献サービス