(3) 本実験範囲内での無限幅銅板に対する h は 3.6 mm で, この値から算出したその深さでの曲率半径は 1.8 mm である。

また, 直径 0.8 mm リード線の実測 h は 1.6 mm で, この値から算出したその深さでの直交二液面の曲率半径は, それぞれ 1.8 mm, 3.2 mm である。

(4) 直径 0.8 mm リード線の h は 1.6 mm であったので, JIS C 5033 に規定された 2~2.5 mm 深さはⅡ型ぬれ過程に属する。

本研究は昭和54年度文部省科学研究費の補助を得た。記して謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) 山本, 近藤, 足立, 菅井, 大野: 三菱電機技報, 47 (1973) 4, 415~423
- 2) 安田: 溶接学会全国大会講演概要, 第14集, 278~279
- 3) 野邑雄吉: 応用数学, 内田老鶴圃 (1957) 25-28
- 4) JIS C 5033: はんだ付性試験方法 (1974)

溶接ボンド部の靱性評価に関するフラクトグラフィ的研究*

佐藤邦彦**, 豊田政男**, 武藤睦治***, 土居 茂****

Fractographic Study of Fracture Toughness Evaluation of Welded Joint*

by Kunihiro Satoh**, Masao Toyoda**, Yoshiharu Mutoh*** and Shigeru Doi****

Fracture toughness tests of cross-bond notch type specimens with controlled fractions of weld metal in crack front have been carried out. The processes of fracture are observed in detail by using fractographic technique.

The processes of fracture of cross-bond type specimens are as follows. Cleavage fracture firstly initiates in the weld metal region, even though its region is small and away from the center of thickness. Then it propagates in the heat affected zone and the base metal region. It seems that, in the case of cross-bond type specimens, stretched zone width can be a proper parameter of fracture toughness, which depends not on stress-strain conditions but on materials. It is necessary to take note of stretched zone width in the lower toughness region, in estimating the macroscopic and average value of fracture toughness of a cross-bond type specimen. It is satisfactory to consider that the critical COD values of cross-bond type specimens used here, even though the weld metal region is away from the center of thickness, are roughly equal to those of specimens of which crack front are completely in weld metal.

1. 緒 言

溶接ボンド部は材質が不均一であるため, その靱性評価に際しては, 均質材に広く適用されている K_{IC} , J_{IC} あるいは限界 COD 等の破壊靱性パラメータを, そのまま形式的に適用することには問題がある。これまでにも溶接ボンド部の靱性評価に関する研究が広く行なわれており¹⁻⁴⁾, 例えば, 溶け込み形状が V 型の溶接部にクロ

スボンドの切欠きを導入した場合, すなわち, 切欠き前縁で板厚方向に材質が不均一な場合, 溶接入熱が大きいときには試験片全体としての靱性は, 最も靱性が低く, しかも三軸応力度の大きい板厚中央部に存在するボンドの靱性によって支配される³⁾ などがある。また, 低靱性部が切欠き前縁に 4 mm 程度より大きい幅にわたって存在すると, 靱性試験の破壊は低靱性部で支配されるとの報告もなされている²⁾。しかし, 低靱性部が切欠き前縁に占める割合および位置, ならびに靱性の不均一の程度, さらにそれに軟質継手のように強度的な不均一が加わったことによる影響など, 全体的には不明な点が多い。

本研究は, このような板厚方向に材質の異なる場合の靱性評価に関する知見を得る目的で, 80 キロ級高張力鋼

*原稿受付 昭和55年2月25日 (第57回 WD 分科会にて発表)

**正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Osaka University

***正 員 長岡技術科学大学 Member, Technological University of Nagasaki

****正 員 大阪大学大学院 Student Member, (現在近畿車両(株)) Graduate School of Osaka University
(Present Address: The Kinki Sharyo Co., Ltd.)

を用い、低靱性部が切欠き前縁に占める割合を制御したクロスボンドタイプの試験片ならびにさらにそれらに強度的不均一を加えた試験片等を作製し、破壊靱性試験を行った。また、それらの変形ならびに破壊挙動をフラクトグラフィの手法により詳細に観察し、これらの結果を総合することにより、不均質部の靱性評価に関する検討を行った。

2. 実験方法

供試材として、Table 1 に示す化学成分および機械的性質を有する板厚 30 mm および 50 mm の 2 種類の 80 キロ級高張力鋼を用いた。溶接継手は、靱性的不均一とそれに加えて強度的不均一の影響を調べるため、HT 80 用の低水素系被覆アーク溶接棒 (D 8016) を用いた等質継手、および HT 50 用の低水素系被覆アーク溶接棒 (D 5016) を用いた軟質継手の 2 種類を作製した。それらの溶接条件を Table 2 に示す。Table 1 には、それぞれの溶接金属の化学組成と機械的性質を合せて示している。

用いた 3 点曲げ COD 試験片の形状寸法を Fig. 1 に示す。実験は主に S-type 試験片を用いて行い、試験片寸法の影響を L-type 試験片を用いて検討した。なお、S-type 試験片には機械切欠き先端に、ASTM E 399 の規準を満足するような条件で約 1.5 mm の疲れ予き裂を導入している。試験片は母材部試験片のほか、Fig. 2

に示すような方法で予き裂前縁に溶接金属のみが存在する溶接金属部試験片 (軟質継手: UW-type, 等質継手: OW-type), およびクロスボンドタイプで、予き裂前縁に占める溶接金属部の割合が、25%, 50% および 75% の 3 種の不均質部試験片 (軟質継手: UCH-, UCB-, および UCW-type, 等質継手: OCH-, OCB-, および OCW-type) を採取した。

これらの試験片を用い、室温から液体窒素温度までの種々の温度で 3 点曲げ試験を行った。なお、クリップゲージにより測定した開口変位を予き裂先端での COD 値に換算する手法は、不均質材に関しては現在不明であるので、本実験ではクリップゲージにより測定した開口変位を換算を行わずそのまま COD 値として用いている。

3 点曲げ試験により破断した試験片および曲げ変形途中で除荷し、疲れ破断させた試験片の破面を巨視的に観察した。さらに走査電子顕微鏡を用いた破面観察を詳細に行い、ストレッチ・ゾーン幅および深さ等を測定した。

3. 破壊様式の観察

溶接ボンド部の破壊過程を検討するため、各種試験片の破面を巨視的に観察した。また同時に、走査電子顕微鏡による微視的観察も行った。それらによれば、不均質部試験片の場合を除けば、試験温度にともなう破面形態

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of base metals and weld metals

Materials	Chemical compositions (%)											Mechanical properties				Plate thickness (mm)
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V		σ_y	σ_U	El.	n	
HT80 (I)	0.09	0.25	0.86	0.008	0.006	0.178	1.07	0.53	0.38	0.031		79.0	83.5	17.6	0.055	30.3
HT80 (II)	0.10	0.26	0.85	0.009	0.003	0.17	1.10	0.55	0.42	0.03		79.0	84.0	24.0	-	50.0

Welding electrode	Chemical compositions (%)										Mechanical properties		
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V		σ_y	σ_U	El.
D-8016	0.055	0.460	1.145	0.016	0.008	2.612	0.162	0.359	0.022		71.0	79.3	20
D-5016	0.081	0.439	0.864	0.013	0.006	-	-	-	-		45.7	54.8	26

σ_y : Yield stress (kg/mm²)

El.: Elongation (%)

σ_U : Ultimate tensile strength (kg/mm²)

n: Strain hardening exponent

Table 2 Welding conditions

Base metal	Welding process	Groove geometry	Welding electrode	Welding current (Amp.)	Arc voltage (Volt)	Welding speed (cm/min.)	Weld heat input (KJ/cm)	Number of pass	Preheat temperature(°C)
HT80 (I)	Manual arc welding		D-8016	260	26	21	17	29	150
		D-5016	300	26	21	23	22	150	
HT80 (II)			D-8016	260	26	20	20	45	150
		D-5016	260	26	20	20	40	150

Fig. 1 Three-point bending specimen

Specimens	Schematic illustrations of specimens	Contents of weld metal (%)
Base metal (I)		
Base metal (II)		
UCH-type		(25)
UCB-type		(50)
UCW-type		(75)
UW-type		100
UB-type		-
UH-type		-
OCH-type		(25)
OCB-type		(50)
OW-type		100
OB-type		-
OH-type		-

Fig. 2 Machining of specimens out of welded joints

の推移はいずれのき裂位置の試験片の場合でも同様であり, 低温では予き裂先端より直接へき開破壊を生じ, 温度の上昇とともに, 予き裂先端にストレッチ・ゾーンさらには安定延性き裂成長部に相当するテェア・ディンブル部がみられるとき, 一般によく知られた推移を示した。

一方, 不均質部試験片の場合, 曲げ試験の際にポップインのごとき現象が多くみられたので, 第1段破壊発生後疲れ破壊させ, 第1段破壊の状態を観察した。その結果の一例を Photo. 1 に示した。Photo. 1-(a) は等質継手

Photo. 1 Macroscopic fractographs of cross-bond notch type specimens

の不均質部試験片で, 予き裂前縁の約25%を溶接金属が占めている場合 (OCH-type), (b) は等質継手の不均質部試験片で, 予き裂前縁の約50%を溶接金属が占めている場合 (OCB-type), および (c) は軟質継手の不均質部試験片で, 予き裂前縁の約75%を溶接金属が占めている場合 (UCW-type) である。写真より明らかなように, これら3種類の不均質部試験片はいずれも第1段破壊部と考えられるへき開破壊領域は溶接金属部側のみで生じ, 母材部側まで伝播せずに熱影響部付近で止まっている。一般には, 板厚の外側部に比べ中央部の方が力学的拘束が強いため, 板厚中央部付近で破壊の発生が先行すると考えられるが, 例えば Photo. 1-(a) に示したごとく, 低靱性の溶接金属が中央部からはずれた位置に存在する場合には, そこで破壊の発生が先行する場合もあることがわかる。また Photo. 1-(a) と同一 type の試験片により低温で破断した場合には, Photo. 1-(b) に示すごとく, 溶接金属および熱影響部のほとんどの領域にわたってへき開破壊している。この写真からは破壊の発生が Photo. 1-(a) と同様に溶接金属部で先行しているのか, あるいは板厚中央部付近の熱影響部で先行しているのかは明らかではないが, この場合にも母材部側には破壊の発生が認められない。このような不均質試験片の試

験温度をさらに低下させると、試験中における試験片の観察ならびに荷重-変位曲線から判断する限りでは第1段で破断するようになる。この場合の破壊発生がどの領域で先行しているかは、本実験の範囲内では必ずしも明確ではないが、次に述べる母材部試験片との破壊過程の比較から、溶接金属側で破壊発生が先行していることも十分考えられる。

以上のごとき観察結果から、Fig. 3 に不均質部試験片の試験温度による破壊形態の推移を模式的に示した。同図中の温度域 (I) では溶接金属側ならびに母材部とも予き裂先端から直接へき開破壊を生じている。母材部試験片の場合には、この温度域の高温側においてストレッチ・ゾーンの形成からさらに安定延性き裂成長を伴ってへき開破壊へと移行している。これから推察すると、この温度域における不均質部試験片の破壊形態は、溶接金属側部の破壊挙動の影響を受けていることが推察される。

Fig. 3 Schematic illustrations of fractured surfaces at various temperatures

温度域 (II) では、母材部側と溶接金属側とは明らかに破壊形態が異なっている。すなわち、第1段破壊で試験片全体が破断する場合には、溶接金属側では予き裂先端部からストレッチ・ゾーンさらにへき開破壊部へと移行しているが、母材部側は予き裂先端からストレッチ・ゾーン、せん断破壊部を経てへき開破壊部へと移行している場合が多くみられた。したがって、このような場合の破壊過程は、ある変形段階でまず溶接金属側でへき開破壊が発生し、それが母材部側にも伝ばし、その後母材部側のストレッチ・ゾーンとへき開破壊部とがせん断破壊により連結する過程をとっているものと推察される。一方、第1段破壊時に試験片全体が破断しない場合には、溶接金属側は予き裂先端からストレッ

チ・ゾーンを経てへき開破壊部へと移行しているのに対して、母材部側は予き裂先端からストレッチ・ゾーンは生じているが、へき開破壊等は生じていなかった。

温度域 (III) では、溶接金属側はストレッチ・ゾーンからテア・ディンプル領域を経てへき開破壊部へと移行するようになる。これに対し母材部側では、温度域 (III) の場合と同様に、ストレッチ・ゾーンは生じているが、へき開破壊等は生じていない場合が多くみられたが、他にストレッチ・ゾーンからテア・ディンプル領域を生じているがへき開破壊は生じていない場合、さらに溶接金属側と同様に、ストレッチ・ゾーンからテア・ディンプル領域を経てへき開破壊部へと移行する場合等もみられた。

4. ストレッチ・ゾーンの観察

不均質部試験片の変形および破壊挙動をさらに検討するためストレッチ・ゾーンの詳細な観察を行った。

Fig. 4 に軟質継手の不均質部試験片の場合で、室温にて延性き裂が発生する直前まで負荷し除荷したものを、新たな変形が生じないようにして疲れ破断させたときの、ストレッチ・ゾーン幅の板厚方向分布を示した。図より明らかなように、ストレッチ・ゾーン幅は板厚方向にはほぼ一様に分布している。また同時に立体観察を行い、ストレッチ・ゾーン深さも測定したが、ストレッチ・ゾーン幅の場合と同様に、板厚方向にはほぼ一様に分布している。これらのことから、本実験の範囲内では、不均質部試験片においても通常の均質な試験片の場合と

Fig. 4 Distribution of stretched zone width at deformation levels before fracture

同様, 予き裂先端部は板厚方向にほぼ一様に変形しているものと思われる. またこのことは, ストレッチ・ゾーン幅と荷重点変位との間に材種, 強度レベルによらずほぼ一定の直線関係があるという業者らの報告⁵⁾とも一致している.

Fig. 5 に等質継手の不均質部試験片について, 第1段破壊の発生と同時に除荷し, 疲れ破断させたときのストレッチ・ゾーン幅の板厚方向分布を示した. Fig. 5 は -80°C における試験結果で, この場合, 前節でも述べたように, 破壊は溶接金属部側のみに生じていた. Fig. 5 によれば, 破壊の発生していない母材部, 熱影響部側のストレッチ・ゾーン幅は破壊の発生している溶接金属部側のそれに比べ大きくなっている. 前述の Fig. 4 において, 靱性のみならず強度的にも不均質と考えられる軟質継手の場合において, 変形途中のストレッチ・ゾーンの分布が板厚方向にほぼ一様と考えられた. そこで等質継手の場合も同様に変形途中のストレッチ・ゾーンの板厚方向分布が一様と考えると, Fig. 5 において, 母材部, 熱影響部側のストレッチ・ゾーン幅が大きくなっているのは, おそらく第1段破壊発生後に破壊の発生しなかった母材部, 熱影響部側にも試験機の慣性や, 除荷までの多少の時間的ずれ, さらに溶接部が破壊したことによる応力の再分布などのためにさらに変形が加わったためであろうと思われる. また, このような不均質部試験片において, 第1段破壊発生後も連続して負荷した場合, 母材部および熱影響部側のストレッチ・ゾーン幅はさらに大きくなっていた.

Fig. 5 Distribution of stretched zone width at the first stage fracture

したがって, 不均質部の破壊靱性をフラクトグラフィ的に評価する場合には, 第1段破壊発生領域(ストレッチ・ゾーン幅の最も小さい領域)のストレッチ・ゾーン幅に着目し, これについて検討することが必要と思われる.

なお, 試験片寸法の影響を検討するため, Fig. 1(b) に示した L-type の不均質部試験片についても靱性試験を

行ったが, その結果によれば, 寸法の小さな試験片では第1段破壊が停止する場合でも, 寸法の大きな試験片では必ずしも停止しない場合がみられた. また寸法の小さな試験片でも, 前節で述べたように Fig. 3 に示した温度域(I)では第1段破壊は停止しない. これらのことは, 前述の低靱性部でのストレッチ・ゾーン幅に着目することの重要性をさらに強めている.

Fig. 6 に母材部試験片, 溶接金属部試験片および不均質部試験片の破壊発生後測定したストレッチ・ゾーン幅の温度依存性を示した. なお不均質部試験片については, 本節での議論にしたがい, ストレッチ・ゾーン幅として溶接金属部側の平均値を採用している. いずれの試験片においてもストレッチ・ゾーン幅は温度の上昇とともに増加する傾向にあるが, ストレッチ・ゾーンの存在する下限の温度は, 母材部, 軟質の溶接金属部および等質の溶接金属部試験片の順に高くなっている. また, 不均質部試験片のストレッチ・ゾーン幅は軟質および等質のいずれの場合も, 溶接金属部試験片のそれとよく一致している. したがって, 本実験で用いたとき溶接金属部が予き裂前縁の約25%以上を占めるような不均質部試験片の場合には, ストレッチ・ゾーン幅が周囲の力学的条件の影響をうけず, 材料のみに依存する破壊靱性パラメータとなりうることを推察される.

Fig. 6 Effect of temperature on stretched zone width at fracture

5. COD による不均質部の靱性評価に関する考察

前節において, ストレッチ・ゾーン幅が不均質部試験片の場合にも有力な破壊靱性パラメータとなりうることを述べた. 一方, ストレッチ・ゾーン幅(あるいは深さ)と COD の間には良い対応関係のあることが指摘されており⁶⁾, また現在 COD は溶接継手部の靱性評価に採用されているのも現状である. そこで以下において, 限界 COD 値による不均質部の靱性評価について検討してみる.

Fig. 7 Effect of fraction of weld metal in crack front on critical COD at notch edge
(a) specimens from undermatched weld joints
(b) specimens from overmatched weld joints

Fig. 8 Effect of fraction of weld metal in crack front on normalized critical COD at notch edge

Fig. 7 に予き裂前縁に占める溶接金属部の割合と限界 COD 値の関係を示した。軟質および等質のいずれの継手の場合においても、予き裂前縁に占める溶接金属部の割合が約50%以上であれば、不均質部試験片の限界 COD 値は溶接金属部のそれとほぼ一致しており、Fig. 6 に示したストレッチ・ゾーン幅による評価と同様の傾向を示している。予き裂前縁に占める溶接金属部の割合が50%以下の場合、限界 COD 値は全般的には溶接金属部試験片のそれより大きくなる傾向が認められる。このような傾向をさらに検討するために、Fig. 8 にそれぞれの不均質部試験片の限界 COD 値を各温度における溶接金属部試験片の限界 COD 値で標準化して整理し直した結果を示した。図より明らかなように、予き裂前縁に占める溶接金属部の割合が50%以下になり、板厚中央付近に溶接金属が存在しなくなると限界 COD 値は大

きくばらつくようになる。今回の実験での限界 COD は荷重・COD 曲線上での不連続変化部を基準として決定したものであるが、このようなばらつきは、今回の実験において第1段階破壊発生点の検出が必ずしも正確でないことや、高い温度域では、3.1 節で述べたように、安定延性き裂の発生・成長を伴っている場合のあることなどによるものと思われる。したがって、不均質部の限界 COD 値を測定する際には、第1段階破壊の発生を、例えば電気ポテンシャル法あるいはアコースティック・エミッション法等により正確に検出することが必要であろう。しかし、いずれにしても本実験の範囲においては、予き裂前縁に占める溶接金属部の割合が25%程度以下であっても、溶接金属部側の限界ストレッチ・ゾーン幅が低靱性の溶接金属部試験片のそれとほぼ同程度の値を示していること、あるいは小型の試験片では第1段階破壊が停止する場合であっても試験片寸法が大きくなると必ずしも停止しない場合のあることなどから、低靱性の溶接金属部が板厚中央部からはずれた位置にある場合でも安全側に評価して、溶接金属部試験片と同様の限界 COD 値を持つと考えるのが妥当と思われる。

本実験の範囲では、低靱性部がかなり巨視的なひろがりを持つ場合であるが、この結果は材料の靱性評価に関しても多くの問題点を示唆している。切欠前縁に占める局所的な材質（靱性）のばらつきと破壊の発生および巨視的靱性評価の関係などについて、このような実験結果を基に、さらに十分な検討を重ねて、破壊性能を支配する靱性の指標とその求め方を明確にする必要があろう。

6. 結 論

溶接ボンド部の靱性評価に関する知見を得る目的で、80キロ級高張力鋼を母材とする等質ならびに軟質継手より採取した板厚方向に材質の異なる不均質部試験片の靱性試験を行い、その変形・破壊挙動を詳細に観察した。その結果以下の結論を得た。

(1) 不均質部試験片の破壊過程は次のごとく考えられる。すなわち、ごく低温の場合を除き、本実験のごとく溶接金属部がき裂前縁の25%以上を占める場合には、まず低靱性の溶接金属部側でへき開破壊（温度が高くなると延性き裂）の発生が先行し、その後熱影響部さらに母材部へ伝ばしている。また、このような破壊過程には強度的不均一の影響は認められなかった。

(2) 不均質部試験片の場合においても、ストレッチ・ゾーン幅は周囲の力学的条件の影響をうけず、材料のみに依存するような破壊靱性パラメータとなり得る。また、不均質部試験片全体としての靱性を評価する場合には、低靱性域のストレッチ・ゾーン幅に着目し、これに

ついて検討することが必要である。

(3) 不均質部試験片全体としての靱性を COD で評価する場合には, 低靱性域が板厚中央部からはずれた位置にある場合でも安全側として評価するなら, 低靱性部試験片と同程度の限界 COD 値を持つと考えるのが妥当であろう。

なお, 本実験のような靱性試験における破壊の発生(時には局部的な破壊)と実破壊性能との対応が明らかにされる必要があり, それによって, 破壊性能から見た靱性評価のあり方が提示されてくるものと考えられる。

参 考 文 献

- 1) Dolby, R.E.: Influence of defect orientation on HAZ fracture toughness measurements, *Metal Const. & British Welding Journal*, 6 (1974), 228
- 2) 大塚, 西村, 魚里: 溶接部における予き裂先端からの破壊発生に関する COD クライテリアについて, 本誌掲載, 18 (1976), 296
- 3) 池田, 青木他: 溶接ボンドの破壊靱性値におよぼす溶け込み形状の影響, 本誌, 46 (1977), 825
- 4) 大塚, 宮田, 西村: SM50C 溶接ボンド部の破壊靱性とストレッチ・ゾーンについて, 本誌, 47 (1978), 136
- 5) 佐藤, 豊田, 武藤, 西川: 高張力鋼を用いた安定延性き裂の発生ならびに伝播過程の観察, 日本造船学会論文集, 144 (1978), 315
- 6) Spitzig, W.A.: *Trans. ASM*, 61 (1968), 344
- 7) 大塚, 宮田他: 低靱性域を含む溶接部の靱性について—低靱性域の幅の影響—, 本誌掲載, 25 (1979), 316

靱性におよぼす Ti, B および酸素の影響*

—大電流 MIG 溶接金属の靱性に関する研究 (第1報)—

渡 邊 之**, 小 嶋 敏 文**

Effects of Titanium, Boron and Oxygen on Notch Toughness*

—Study on Notch Toughness of Weld Metal in Large Current MIG Arc Welding (Report 1)—

by Itaru Watanabe** and Toshifumi Kojima**

This paper describes the correlation between notch toughness and microstructure of weld metal produced by the large current MIG arc welding. The single bead weldings were made in the inert gas (Ar-60% He and Ar-2 ~ 70% CO₂) shielding atmosphere by using the titanium and boron bearing consumable wires of 4 mm diameter.

The microstructure of weld metal varied significantly depending on the combined effects of titanium, boron and oxygen. When the consumable wire containing 0.11 %Ti and 0.0067 %B was used, the most appropriate range of oxygen content of weld metal was determined to be 210~300 ppm. In those weld metals, the coarse proeutectoid ferrite was prevented to form, resulting into the very fine acicular ferrite structure and ductile to brittle transition temperatures determined were in the range of -90~-106°C.

As a result of phase analysis, a large proportion of titanium was evidenced to exist in these weld metals in the form of nonmetallic inclusions which were detected as the acid-insoluble titanium. The majority of these inclusions is thought to be oxides. As the oxygen contents of weld metal increased, boron as oxides also increased.

Notch toughness of weld metal depended upon the weld heat inputs. In the range of 0.010~0.037 % Ti and 0~0.0021 %B, ductile to brittle transition temperatures determined on the weld metal were considerably improved with increasing titanium and boron contents.

1. 緒 言

溶接金属の靱性は, 溶接後の凝固過程および冷却途中での変態挙動とそれらの結果としての微視組織, 特に

フェライトの形態によって著しく変化する。

最近になって, サブマージアーク溶接金属の組織微細化とそれとともなう靱性の改善を目的として, 冷却途中での変態とフェライトの形成に関する研究が広く行われている。C-Mn 鋼溶接金属の微視組織におよぼす非金属介在物の影響を調査した Abson ら¹⁾ の報告では, 従来

*原稿受付 昭和55年3月12日 (昭和54年度春季全国大会にて発表)

**正 員 日本鋼管(株)技術研究所 Member, Nippon Kokan K.K.