

少数主桁方式鋼 I 桁の現場溶接施工法の検討 (第2報) — 大入熱および小入熱溶接部に関する冶金学的検討 —

Study on Field Welding Procedure of I Section Girder of Steel Bridge with Rationalized Structure (Report 2) — Metallurgical Study on Welded Joint of High and Low Weld Heat Input —

河森威人* 武田祐司* 大澤信哉** 廖 金孫*** 岡田 斎***
Taketo Kawamori, Yuji Takeda, Shinya Osawa, Jinsun Liao, Hitoshi Okada

建設コスト削減のため、日本道路公団第二東名自動車道の鋼橋に少数主桁方式が採用されている。本研究では、少数主桁方式鋼 I 桁のフランジを想定して、最大板厚80mmのSM570鋼に対するスタッド溶接および大入熱突合せ溶接の継手性能を把握することを目的とし、これらの溶接部を冶金学的に調査し、スタッド溶接の小入熱溶接部の諸性質、大入熱溶接部の靱性に及ぼす冶金学的因子の影響などを検討した。その結果、SM570鋼に対するスタッド溶接部および炭酸ガス溶接法を用いた大入熱突合せ溶接部は健全であることを確認し、大入熱溶接部靱性に及ぼす溶接部の組織の影響を明らかにした。

Rationalized I section structure is being applied to steel bridges on the second Tokyo-Nagoya highway of JH to reduce the construction cost. SM570 steel with the maximum thickness of 80 mm will be used in manufacturing I section girder of the rationalized structure. In order to understand the properties of stud-welded joint and butt-welded joint with high heat-input of SM570 steel, the metallurgical factors of stud-welded joint and butt-welded joint were investigated in this paper, and the influence of the metallurgical factors on the toughness of butt-welded joint of high heat-input was discussed. The results show that no welding defects exist in both the stud-welded joint and butt-welded joint of high heat-input. The toughness of welded joint of high heat-input is closely related to the microstructure of weldment.

1. まえがき

最近、公共事業におけるコスト削減の観点から、構造物の設計合理化および製造・施工効率の向上が強く求められている。橋梁の分野では、一つの試みとして日本道路公団第二東名自動車道の鋼橋に、少数主桁方式が検討され、実用化されている¹⁾。この少数主桁方式鋼橋の主桁には、ウェブ板厚が25mm、フランジ板厚が最大80mm程度のSM570鋼が使用される。

このようなSM570鋼の厚板を用いる「少数主桁方式」鋼上部工の製作および据付上の課題、特に溶接施工上の問題を解決するために、①溶接変形、②合成桁を想定して、上フランジにスタッドジベルを溶植するスタッド溶接の継手性能、および、③現場溶接施工効率を上げるための大入熱突合せ溶接の継手性能などの項目を検討する必要があると考えられる²⁾。特に、溶接部の靱性は、溶接入熱量の増大に従い劣化する傾向があり、大入熱溶接部の靱性に関する検討は、溶接継手の安全性確保に不可欠である。

一方、溶接部の性能、特に靱性は、溶接部のミクロ組織に大きく依存することが一般に知られている^{3,4)}。溶接部の性能を把握するには、溶接部の冶金学的因子を明らかにすることが重要である。本稿では、SM570鋼のスタッド溶接部および大入熱突合せ溶接部の組織を系統的に調査した結果、および、大入熱溶接部の靱性に及ぼす冶金

学的因子の影響の検討結果を報告する。

2. 試験方法

2.1 供試材料

本検討に、主桁 I 断面のウェブおよびフランジの板厚を想定した25、50および80mmの3種類のHT570鋼を用いた。使用したHT570鋼ならびにスタッド材 (SS400、 ϕ 19) の化学組成と機械性能を表1と表2に示す。

2.2 スタッド溶接試験

スタッド溶接は、母材接合部表面をグラインダにて研削した後、溶接電流1500A、保持時間0.95秒の条件にて行った。溶接終了後、溶接部のマクロおよびミクロ組織を観察し、溶接部における硬度の分布を調査した。

2.3 大入熱突合せ溶接試験

炭酸ガス溶接法を用いて板厚25、50および80mmのSM570鋼の突合せ溶接を行った。溶接条件、開先形状および積層法を表3に示す。本検討では、大入熱溶接部の冶金学的因子およびそれと溶接部靱性との関係を調査することを主目的としたため、特別な溶接ワイヤを使用せず、SM570鋼の溶接に通常使用しているフラックス入りワイヤ (MX-60、 ϕ 1.6) を用いた。

溶接終了後、溶接部のマクロおよびミクロ組織を観察し、溶接部における硬度分布、溶接部の衝撃性能および破壊靱性 (限界CTOD値) をJISまたはWESの規格に準拠して調査した。

* 鉄構事業部 大阪臨海工場 製造部 生産管理G
** 鉄構事業部 設計第2部 設計2課
*** 鉄構事業部 住吉工場 鉄構製造部 生産技術課

表 1 SM570およびSS400鋼の化学組成
Table 1 Chemical compositions of SM570 and SS400 steels

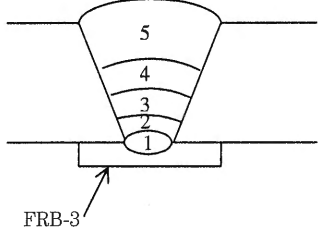
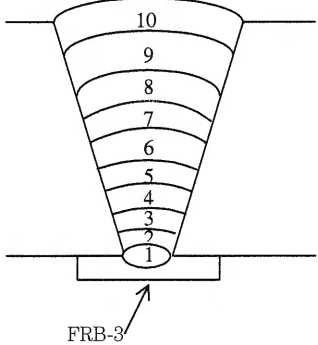
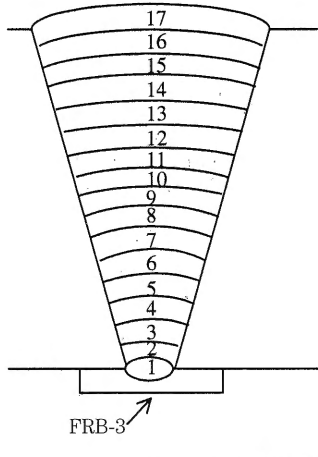
鋼材	板厚 mm	化学組成 (mass%)										Ceq %	P _{CM} %
		C	Si	Mn	P	S	Nb	Ni	Cr	Mo	V		
SM570	25	0.08	0.20	1.33	0.008	0.003	0.02	0.03	0.04	0.04	0.05	0.33	0.16
	50	0.08	0.20	1.33	0.008	0.003	0.02	0.03	0.04	0.04	0.05	0.33	0.16
	80	0.08	0.26	1.44	0.005	0.002	0.02	0.03	0.05	0.20	0.05	0.39	0.18
SS400	—	0.16	0.19	0.44	0.014	0.013	—	TR.	0.03	—	—	0.25	0.19

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} \quad (\%) \quad P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{(Mn+Cu+Cr)}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (\%)$$

表 2 SM570およびSS400鋼の機械性能
Table 2 Mechanical properties of SM570 and SS400 steels

鋼材	板厚 mm	機械性能			
		降伏点 N/mm ²	引張強度 N/mm ²	伸び %	シャルピー吸収エネルギー平均値 vE _s (J)
SM570	25	580	663	44	346
	50	512	603	49	361
	80	545	635	29	330
SS400	—	265	431	32	—

表 3 突合せ溶接試験の溶接条件、開先形状および積層状況
Table 3 Welding conditions, groove and build-up of butt welding

板厚	25mm	50mm	80mm
溶接条件	層数：1～3 電流：200～280A、電圧：29～33V	層数：1～3 電流：200～280A、電圧：29～33V	層数：1～2 電流：200～240A、電圧：29～34V
	層数：4、5 電流：440～450A、電圧：38～41V 速度：18～10cm/min 入熱：55.7～110.7kJ/cm	層数：4～10 電流：440～450A、電圧：37～41V 速度：16～10cm/min 入熱：55.5～110.7kJ/cm	層数：3～17 電流：400～450A、電圧：37～41V 速度：16～6cm/min 入熱：55.5～184.5kJ/cm
開先	開先：V型、角度：40° ルートギャップ：8mm	開先：V型、角度：40° ルートギャップ：8mm	開先：V型、角度：40° ルートギャップ：8mm
積層			

3. スタッド溶接部の組織と硬さ

3.1 溶接部の組織

スタッド溶接部のマクロ写真を図1に示す。スタッド溶接の加圧により溶接金属の盛上がりが見られるが、溶接部の内部欠陥はないことが確認できた。

スタッド溶接部母材 (SM570鋼) 側およびスタッド材 (SS400鋼) 側のミクロ組織を図2と図3に示す。

SS400とSM570では、合金成分が異なるため、溶接熱

影響部 (HAZ) のミクロ組織が異なっている。SM570はSS400にくらべ、炭素当量が高く焼入れ性が高いため、SM570鋼のHAZ部にベイナイト組織が形成されている。また、2種類の鋼ともボンド部は粗大なフェライト組織を呈している。溶接金属部はほぼ同様な組織、すなわちフェライトとベイナイトの混合組織を示している。

また、母材板厚の増大に従い、溶接ボンド部および金属部の組織において、フェライト組織が減少する傾向が

論文・報告

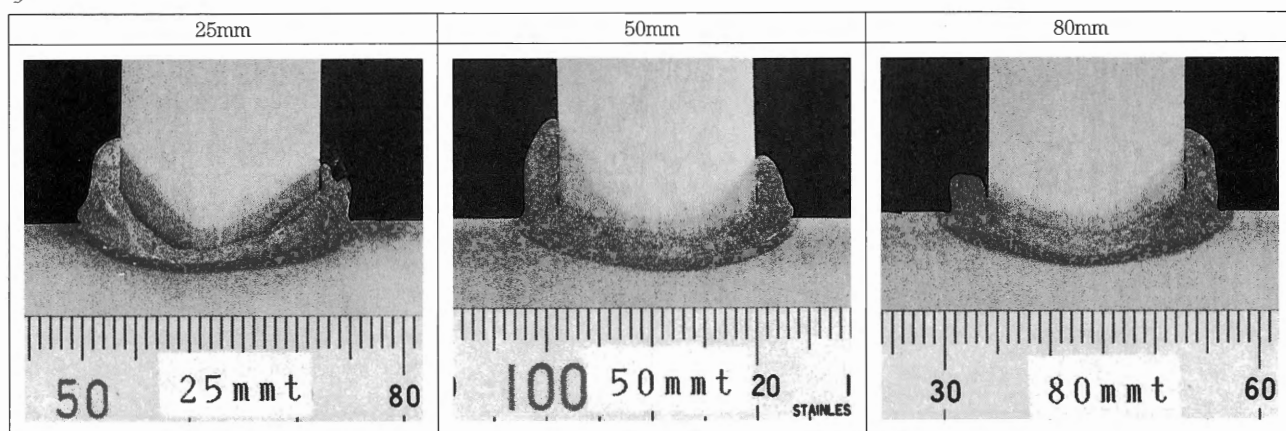


図1 スタッド溶接部のマクロ写真
Fig.1 Macrographs of stud-welded joints

認められる。ボンド領域におけるフェライト粒の大きさも、板厚が大きくなるほど小さくなる。これは、板厚の増加に伴う冷却速度の増加によるものと考えられる。

3.2 継手部における硬さ分布

溶接継手部（母材SM570側）の硬さ分布を調べるため、図4に示す位置で硬さを測定した。硬さの測定は、ボンド部およびHAZ部の硬さを測定できるように、板表面から4mm程度の深さで行った。

図5に示すように、板厚25、50および80mmのいずれの場合においても、最高硬さはHAZまたは溶接金属部に認められる。また、最高硬さは過去の道路橋示方書に規定された最高硬さHv=370を下回っていた。

通常、溶接を行った場合、ボンドで最高硬さを呈することが知られている。今回の調査結果は、ボンド領域でむしろビッカース硬さが低下している。これは、ボンド部に粗大なフェライト組織が多く生成したためと考えられる。

また、板厚が大きくなるほどビッカース硬さが高くなっている。これは板厚が大きくなるほど、冷却速度が大きくなるためと考えられる。

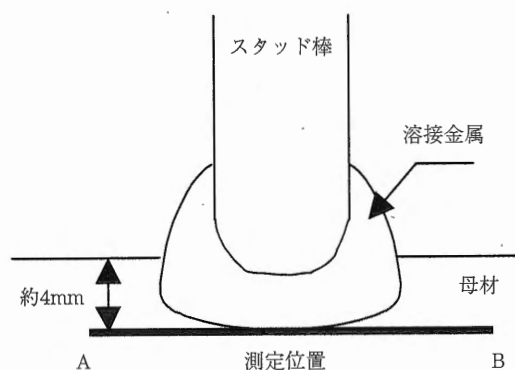


図4 スタッド溶接部硬度測定位置
Fig.4 Hardness measuring position in stud-welded joint

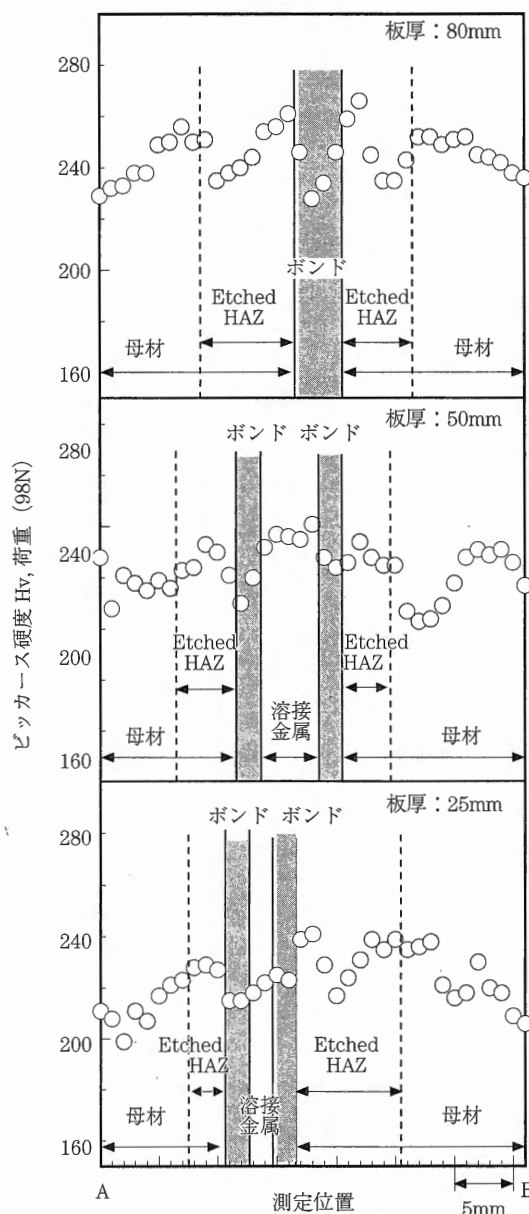


図5 スタッド溶接部硬さ分布
Fig.5 Hardness distributions in stud-welded joints

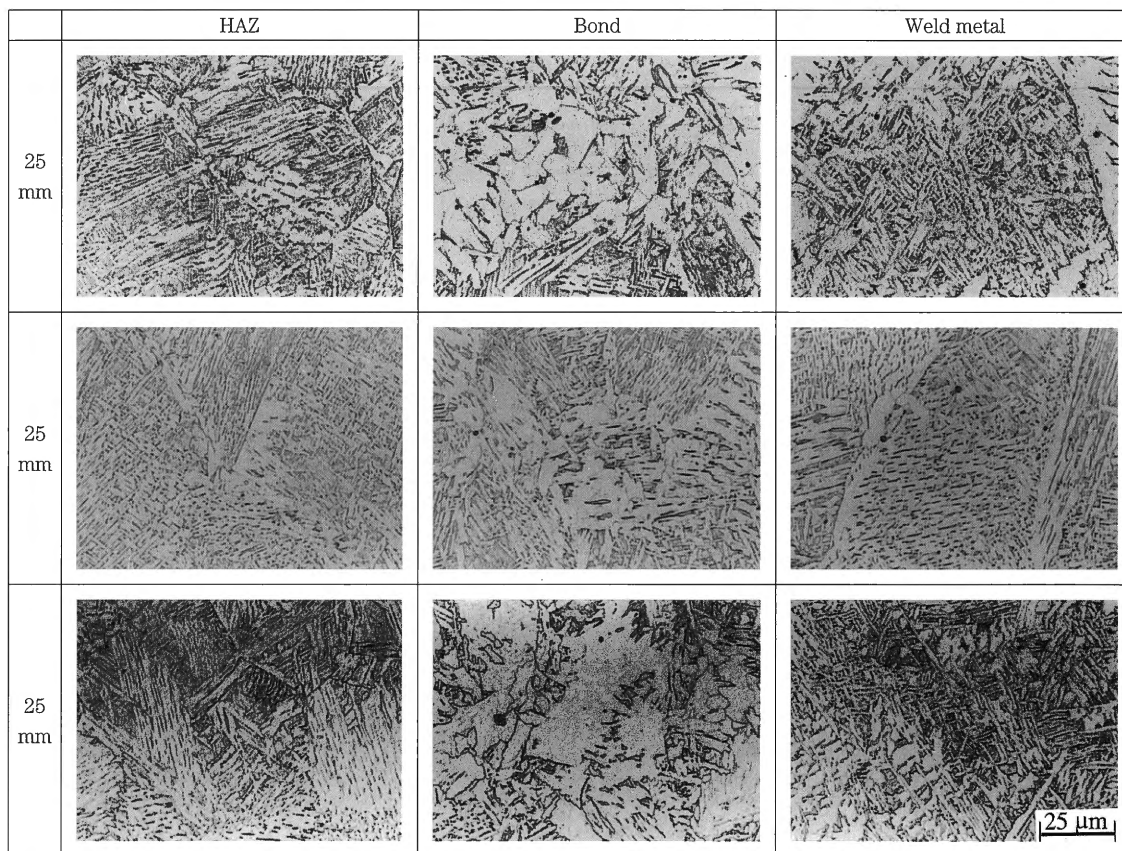


図 2 スタッド溶接部SM570鋼側のマイクロ組織
Fig.2 Microstructures of stud-welded joints of SM570 steel

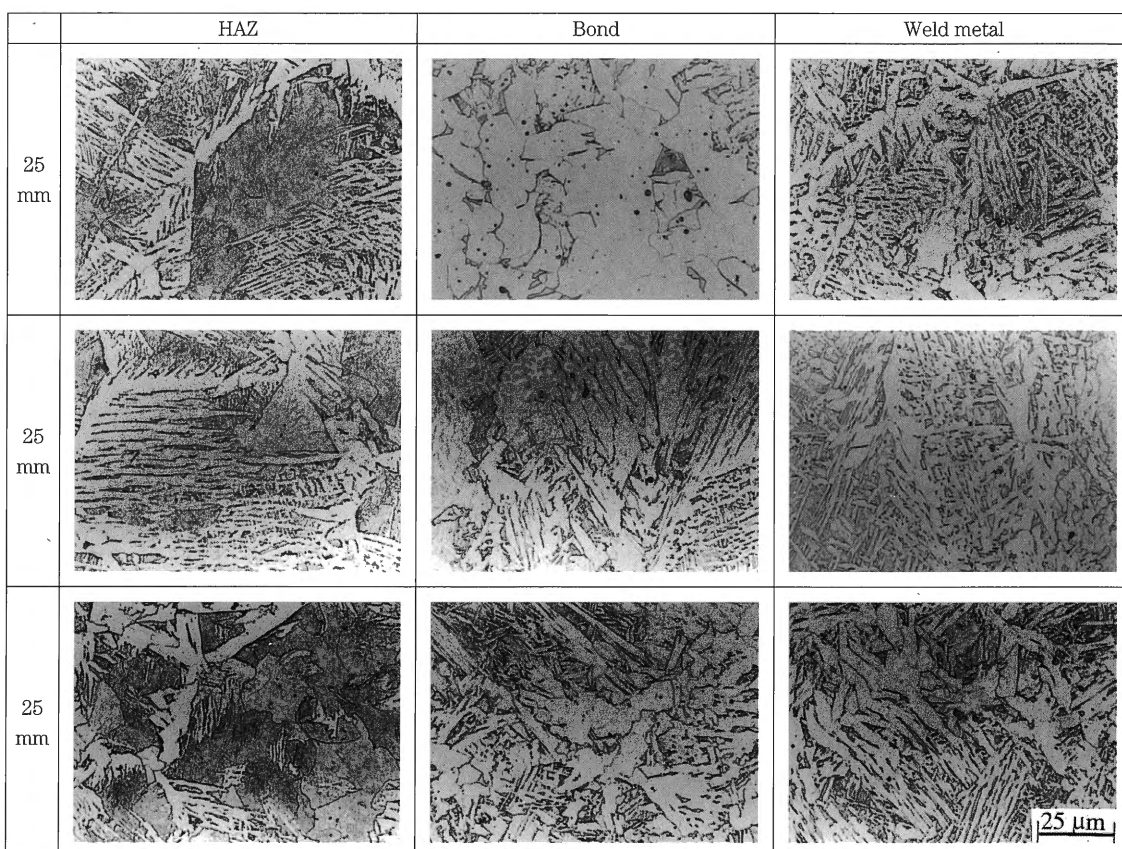


図 3 スタッド溶接部SS400鋼側のマイクロ組織
Fig.3 Microstructures of stud-welded joints of SS400 steel

論文・報告

4. 大入熱突合せ溶接部組織と硬さ

4.1 溶接部の組織

溶接継手部のマクロ写真を図6に示す。板厚25、50および80mmのHT570鋼溶接部のいずれにも欠陥が認められなかった。また、曲げ試験後の試験片表面にも欠陥が認められなかったため、本検討に用いた炭酸ガス溶接

の大入熱溶接継手部は健全であると考えられる。

表面から1/4tの位置（シャルピー試験片採取位置）におけるHAZ、ボンドおよび溶接金属部のミクロ組織を図7に示す。マクロ写真よりわかるように、板厚25、50および80mmのHT570溶接部において、表面から1/4tの位置はそれぞれ溶接の最終層、最終層の直下および多層

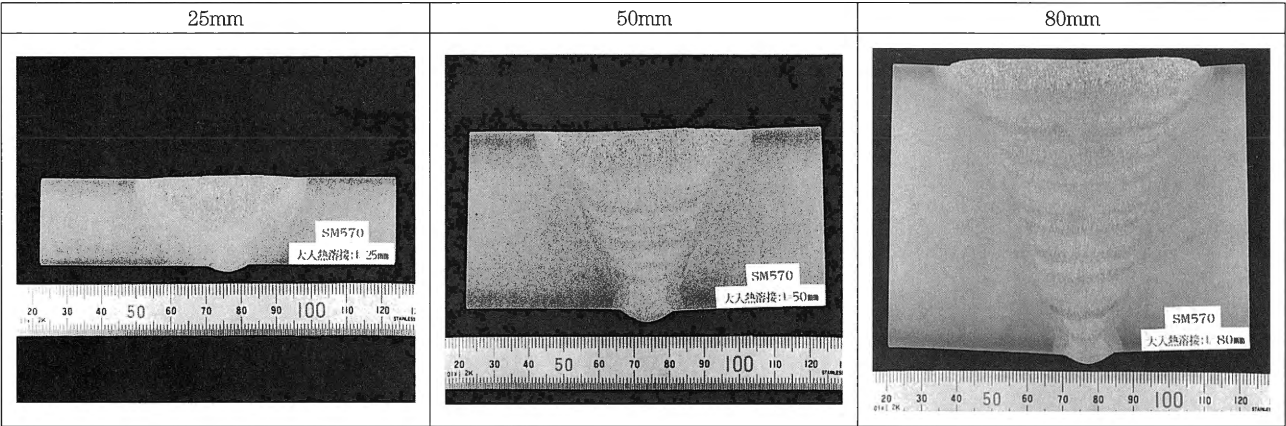


図6 SM570鋼突合せ溶接部マクロ組織
Fig.6 Macrographs of butt-welded joints of SM570 steel

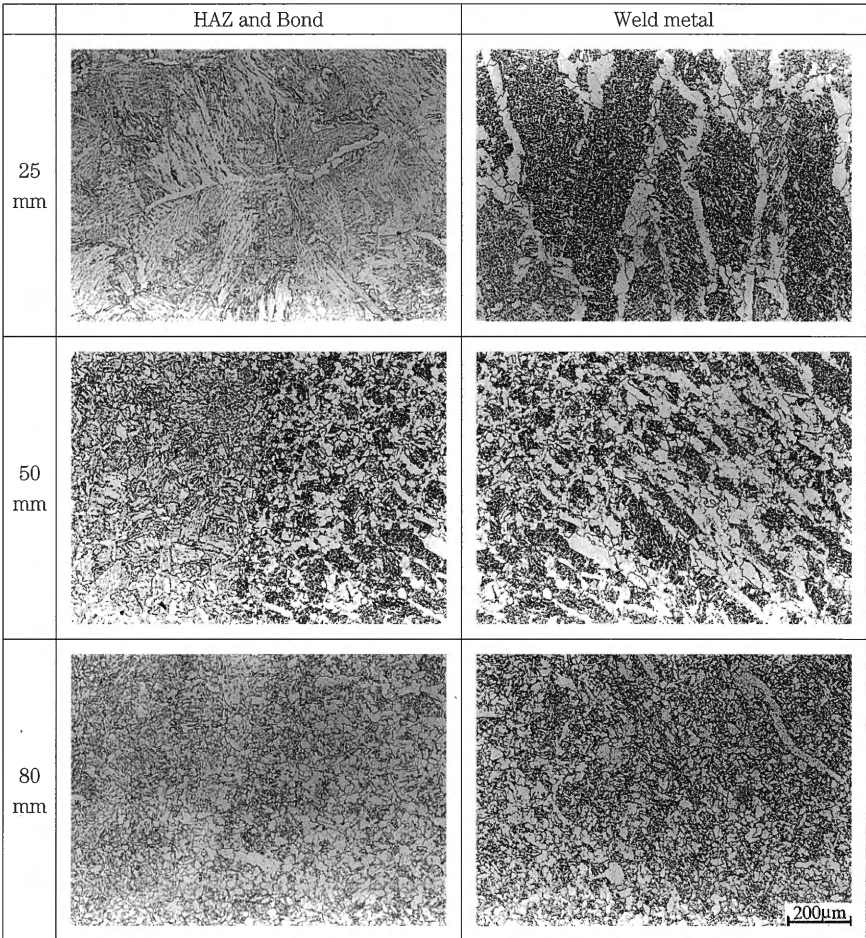


図7 SM570鋼突合せ大入熱溶接部ミクロ組織
Fig.7 Microstructures of butt-welded joints of SM570 steel at 1/4t position

溶接の再加熱された部位にある。このため、溶接部の1/4t位置の組織はかなり異なる。板厚25mmの場合、後続溶接により再加熱を受けていないため、組織は非常に粗大である。ボンドおよびボンド近傍のHAZ部の組織は粗大な粒界フェライトと粒内の上部ベイナイトで、溶接金属部の組織は粗大な粒界フェライトと粒内針状フェライトである。板厚50mmの溶接部1/4t位置の組織は、最終層により再加熱されたため、板厚25mmの組織より細かい。板厚80mmの場合、組織の大部分はさらに微細で、一部は母材部の組織とほぼ同程度粒径の組織となっている。特に溶接金属部の組織は微細なフェライトで、その一例を図8に示す。しかし、図8からわかるように、溶接金属部には比較的大きな酸化物が存在している。

再加熱された溶接部のミクロ組織とマクロ組織の関係

を把握するため、より詳細な組織観察を実施した。図9に示すように、マクロ観察で比較的薄く観察される部位の組織は微細な組織であり、濃い部位の組織は粗大な組織である。このような微細な組織は、板厚50mmの溶接部にも多く認められるが、特に80mmでは溶接金属部の大部分を占めている。

4.2 溶接部における硬さ分布

溶接継手試験片表面下2mm、1/4tおよび1/2tの箇所では荷重98Nにて突合せ溶接継手の硬さ分布を測定した。溶接継手における硬さ分布を図10に示す。板厚25、50および80mmのいずれも、溶接HAZおよび金属部の硬さが母材に比べ低くなり、特に溶接金属部の硬さは低かった。

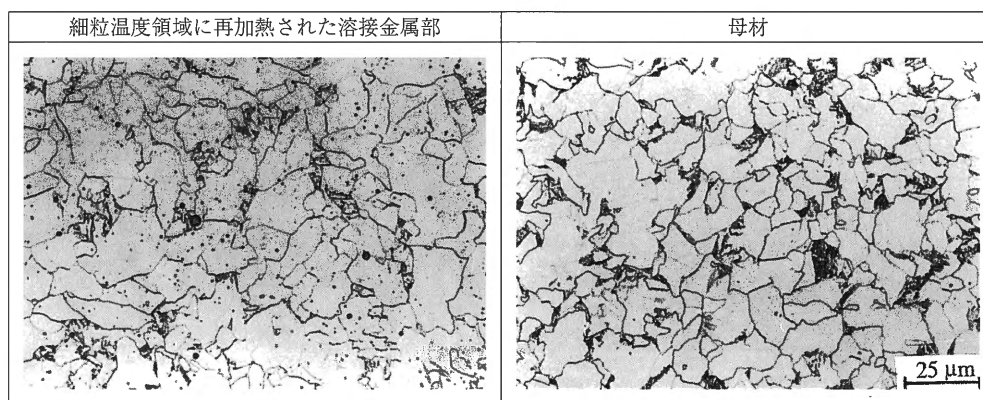


図8 細粒温度領域に再加熱された溶接金属部と母材との組織の比較 (板厚80mm)

Fig.8 Microstructural comparison of weld metal reheated to fine-grain temperature zone with base metal

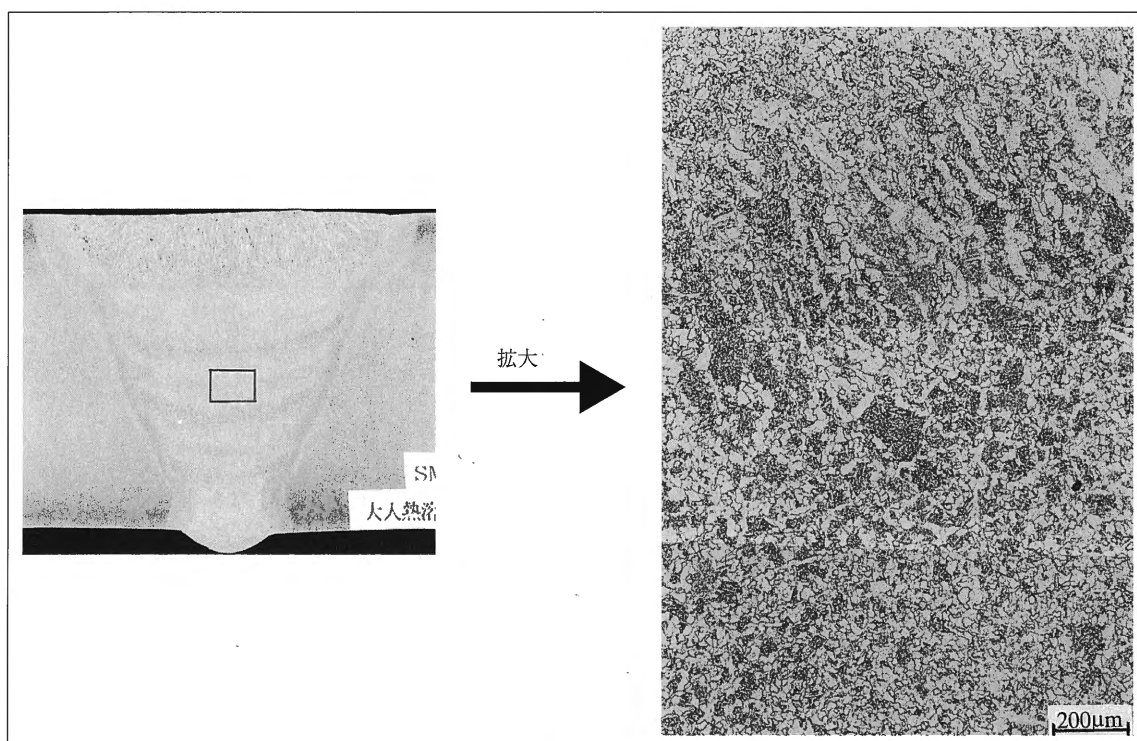


図9 溶接金属再加熱部の組織分布

Fig.8 Distribution of microstructure in reheated weld metal

論文・報告

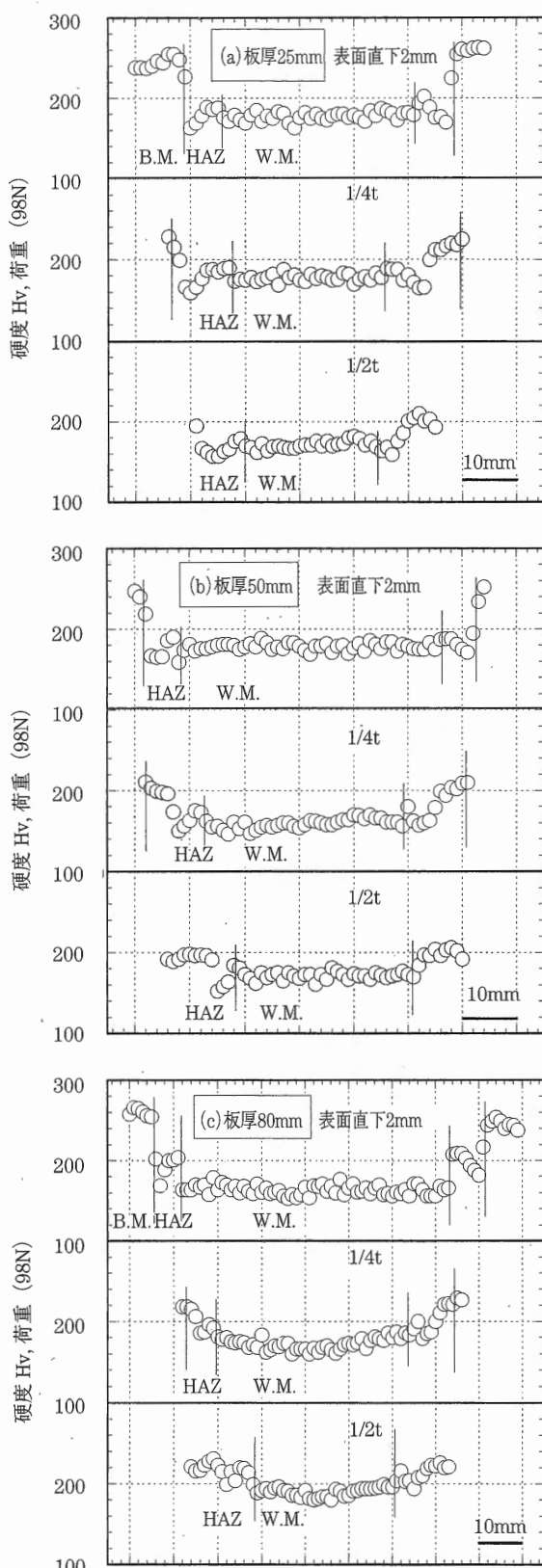


図10 大入熱突合せ溶接部硬さ分布

Fig.10 Hardness distributions in butt-welded joints

5. 溶接部靱性に及ぼす冶金的因子の影響

5.1 溶接継手の衝撃靱性および破壊靱性

JIS Z 3128に準拠して溶接継手シャルピー衝撃試験を

行った。板厚の1/4t位置より試験片を採取し、溶接金属部、ボンド部およびHAZ部にノッチを加工した。また、溶接部の破壊靱性を評価するため、CTOD試験を実施した。CTOD試験片き裂導入位置を図11に示す。

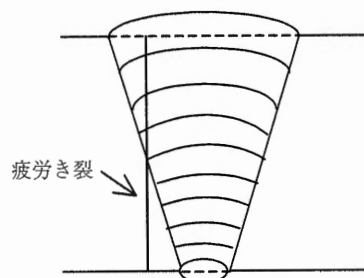


図11 き裂導入位置

Fig.11 Location of fatigue crack of CTOD test

0℃で実施したシャルピー衝撃試験結果を図12に示す。板厚25、50および80mmのいずれにおいても、溶接金属部の吸収エネルギーが最も低かった。また、板厚

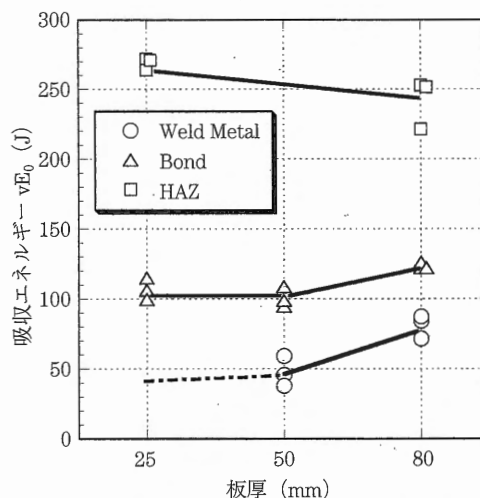


図12 溶接継手シャルピー衝撃試験結果

Fig.12 Charpy impact test result of butt-welded joint

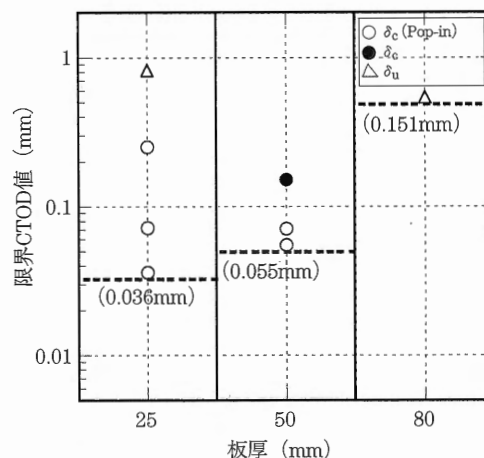


図13 突合せ溶接継手CTOD試験結果

Fig.13 CTOD test result of butt-welded joint

25mmと50mmの場合よりも、板厚80mmの溶接ボンドと金属部の吸収エネルギーが高かった。これは、図7に示したとおり、板厚80mm溶接部1/4t位置の組織の大部分

が靱性に優れる微細なフェライト組織であるためと考えられる。

図13にCTOD試験結果を示す。CTOD試験片の破面写

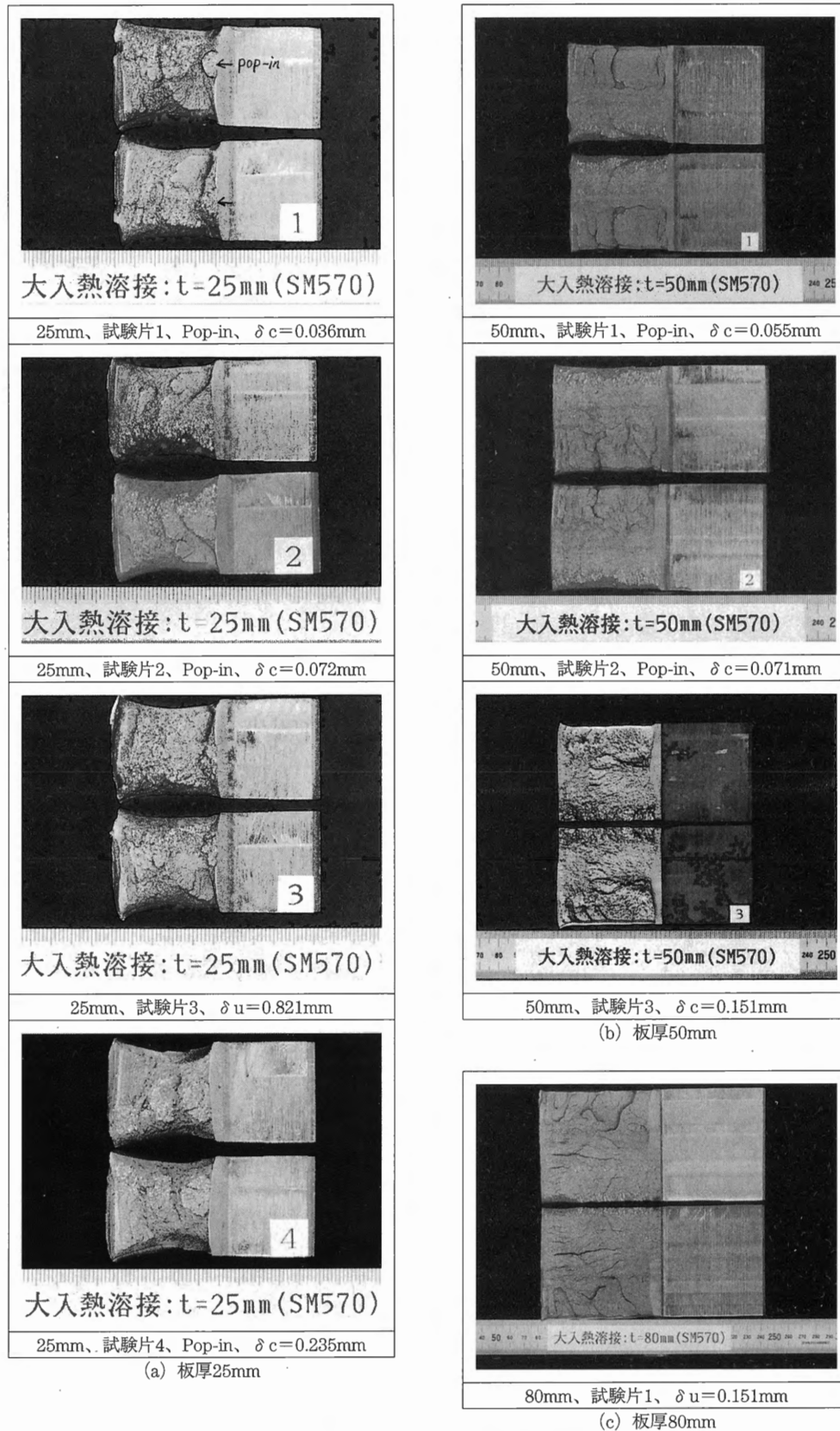


図14 CTOD試験片破面写真

Fig.14 Fractographs of CTOD specimens

論文・報告

真を図14に示す。CTOD試験は、板厚80mm溶接部にについて、試験片数が少ないため、試験結果を参考のみとする。

図13からわかるように、板厚25mmおよび50mm鋼の溶接部の限界CTOD値はそれぞれ0.036mmと0.055mmであった。また、板厚25mmの鋼溶接部CTOD試験片4本の内3本、板厚50mmの試験片3本の内2本はPop-inが発生した。

5.2 大入熱溶接部破壊靱性に及ぼす冶金因子の影響

文献6)と同様なセクションング方法でCTOD試験片Pop-in発生部または破壊起点部を観察した。板厚50mm試験片1のPop-in発生部の観察結果を一例として図15に示す。Pop-inの発生位置は溶接金属再加熱部の粗粒域にあることがわかった。板厚25mmと80mmの場合は板厚

50mmの場合と同様に、Pop-in発生部または破壊起点部は最終層または溶接金属再加熱部の粗粒域にあった。従って、溶接金属部の粗粒域（最終層または再加熱粗粒部）は靱性が最も低く、脆性破壊が発生しやすい箇所であると考えられる。

走査型電子顕微鏡で試験片破面を観察した結果、細粒域と比較して、溶接金属粗粒域の破面単位は大きいことがわかった。また、図16に示すように、粗粒域の粒界粗大なフェライトは殆ど靱性を持たず、非常に脆い破面を呈している。したがって、大入熱によって生成した粗大なフェライト、特に粒界フェライトは、靱性劣化原因の一つと考えられる。

また、破面の観察結果、図17に示すように、多くの破壊起点部に酸化物（あるいは介在物）が見られた。これらの介在物は約 $3\mu\text{m}$ 程度で比較的大きいため、破壊

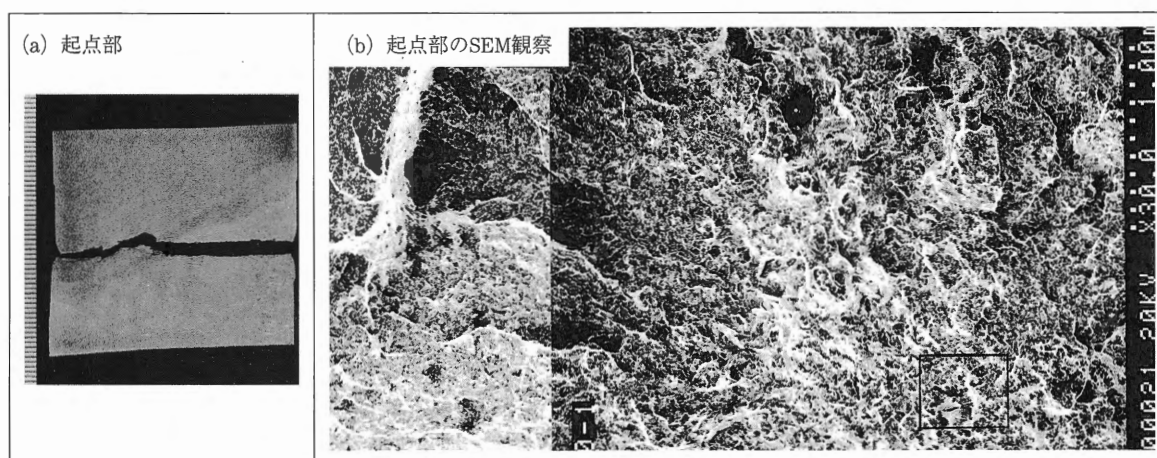


図15 板厚50mmのCTOD試験片Pop-in発生部

Fig.15 Location of pop-in of CTOD specimen of 50mm in thickness

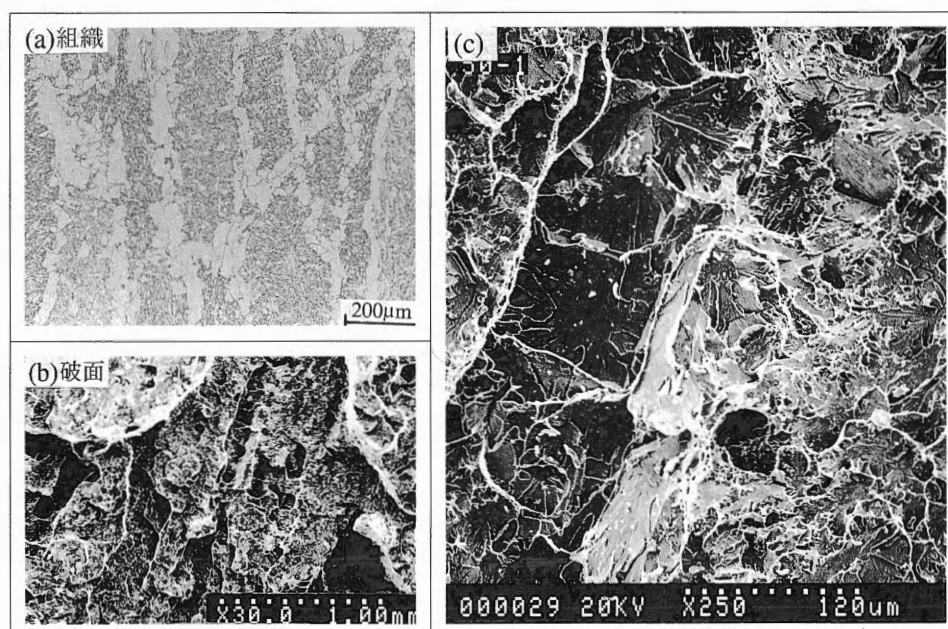


図16 溶接金属部粗粒部の粒界フェライトの破面形態

Fig.16 Fractograph of ferrite microstructure at grain boundary of coarse zone of weld metal

発生の起点になる可能性が高いと考えられる。

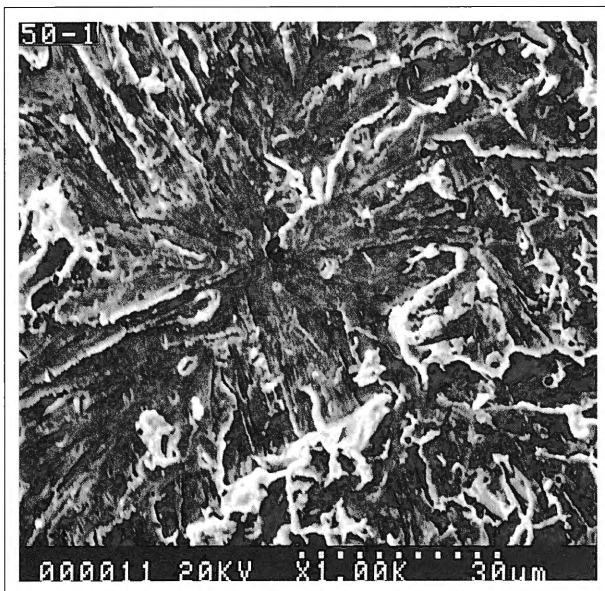


図17 破壊起点部の酸化物

Fig.17 Oxides at initiation location of fracture

6. まとめ

本研究では、厚板のSM570鋼を少数主桁方式鋼 I 桁に適用する際、スタッド溶接部および大入熱突合せ溶接部の継手性能を把握するため、溶接部の組織および大入熱溶接部の靱性に及ぼす冶金的因子の影響を検討した。得られた結果をまとめると、以下のとおりである。

- 1) SM570鋼スタッド溶接部および炭酸ガス溶接法を用いた大入熱突合せ溶接部は、欠陥が認められなく、健全であった。
- 2) スタッド溶接部において、母材SM570側とスタッド材SS400側との組織は異なった。また、これらの組織は板厚に影響された。
- 3) 大入熱突合せ溶接部において、再加熱された部位の大部分は、母材とほぼ同程度の微細なフェライト組織であるが、一部粗粒域も存在していた。この粗粒部の組織は、最終層、すなわちAs-weld部の組織と同様で、粗大な粒界フェライトと粒内フェライトであった。
- 4) 大入熱突合せ溶接部のシャルピー衝撃性能は、板厚に関係し、ノッチ部位の組織に大きく依存することが確認された。
- 5) 破壊靱性試験（CTOD試験）において、Pop-in発生部または破壊の起点部は溶接金属部の粗粒部にあった。これは、粗粒部に粗大な粒界フェライト組織が存在し、また、大きい酸化物も存在したためと考えられた。

参考文献

- 1) 日経コンストラクション：第二東名・名神高速道路、1995、1、27
- 2) 河森ら：少主桁方式鋼 I 桁の現場溶接施工法の検討（第1報）－溶接変形の基礎実験結果－、クリモト技報、No. 39、1998、9
- 3) 佐藤ら：50～60キロ非調質鋼溶接熱影響部の組織と靱性、溶接学会誌、第50巻（1981）第1号、pp.11-19
- 4) 菊田ら：調質鋼溶接金属部の組織と靱性、溶接学会誌、第50巻（1981）第1号、pp.19-28
- 5) 坪井ら：調質鋼溶接熱影響部の組織と靱性、溶接学会誌、第50巻（1981）第1号、pp.28-37
- 6) 大澤ら：2種類の溶接法を併用した大入熱溶接部の靱性調査、クリモト技報、No.35、1996、9

執筆者

河森威人

Taketo Kawamori

昭和56年入社

橋梁の生産管理に従事



武田祐司

Yuji Takeda

平成4年入社

橋梁の生産管理に従事

技術士（建設部門）



大澤信哉

Shinya Osawa

平成7年入社

水門設計に従事



廖 金孫

Jinsun Liao

平成8年入社

生産技術開発、試験研究に従事

工学博士



岡田 斎

Hitosi Okada

昭和54年入社

生産技術開発、試験研究、

生産管理などに従事

工学博士

技術士（金属部門、建設部門）

