

多層盛溶接金属の靱性支配要因について 第2報

～実大柱－梁継手におけるYGW18の性能～

The Toughness Control Factor of Multi-layer Pass Weld Metal, the Second Report

津山 忠久
Tadahisa TSUYAMA

川田工業(株)技術研究所
溶接研究室

藤田 敏明
Toshiaki FUJITA

川田工業(株)技術研究所
溶接研究室

湯田 誠
Makoto YUDA

川田工業(株)技術研究所
溶接研究室室長

鋼構造建築物における柱－梁継手部に用いられるCO₂溶接は、継手性能確保のため厳しい管理（入熱量・パス間温度）が要求されており、コストアップの一因となっている。我々は過去にYGW18のCO₂溶接金属の性能確認実験を小型試験体にて行い、性能維持可能な入熱量・パス間温度管理値の上限値を確認した。本研究では、その上限値を柱－梁継手実大試験体に適用し、溶接金属の機械的性能評価を行った。その結果、実大試験体の800－500℃冷却時間（ $\Delta t_{8/5}$ ）は高い入熱量・パス間温度管理値を適用した場合においても小型試験体に比べて大幅に小さくなることでYGW18溶接金属のミクロ組織は微細化し、機械的性能も高い強度・靱性を有していることが確認され、YGW18の施工管理値緩和が期待される。

キーワード：入熱量、パス間温度、YGW18、シャルピー吸収エネルギー、800～500℃冷却時間

1. はじめに

CO₂溶接法は鋼構造建築鉄骨に広く用いられる溶接法であり、その溶接継手の機械的性能は溶接施工条件（入熱量・パス間温度）に強く影響を受けることが知られている¹⁾。したがって構造上重要な柱－梁継手部へのCO₂溶接適用時には入熱量・パス間温度の管理が推奨されており²⁾、管理手法の簡便さ故に継手性能確保のために広く用いられている。

近年、柱－梁継手部の脆性破壊防止のため、本溶接部に高い靱性が求められている。溶接部の靱性評価には一般にシャルピー衝撃試験法が用いられるが、CO₂溶接金属の0℃シャルピー吸収エネルギー（以下、 vE_0 と記す）は比較的大きいバラツキを持つことが知られている¹⁾。我々はこのバラツキの原因はCO₂溶接金属が多層盛であり、複雑な熱履歴による不均質な組織を形成しているためと考え、これまで種々の実験を行い靱性支配要因について調査してきた^{3), 4)}。YGW18を用いた一連の実験において、我々はこの不均質な組織を持つCO₂溶接金属をマクロ組織として観察した際に柱状組織を呈する領域を「原質部」、また原質部が後続パスによる熱影響を受けて組織が変化した領域を「再熱部」と簡易的に大別し、それぞれの領域を一定の割合で含むノッチ位置における vE_0 をシャルピー衝撃試験により調査した。その結果、

以下の知見が得られた。

- ① 原質部と再熱部とは靱性レベルに差があり、原質部の割合が増加するにつれて vE_0 が良好な値を示す。
- ② CO₂溶接金属の vE_0 のバラツキの一因は、試験片のノッチ位置に含まれる原質部・再熱部組織比率が、一般的な試験方法では必ずしも一定でないことによるものである。
- ③ 原質部および再熱部の vE_0 はそれぞれ800－500℃冷却時間（以下、 $\Delta t_{8/5}$ と記す）と相関を持ち、 $\Delta t_{8/5} \leq 160\text{sec}$ であればともに $vE_0 \geq 70\text{J}$ を満足する。

以上は350℃の均熱予熱を行った小型試験体より得られた結果であり、実際の建築鉄骨柱－梁継手部に比べ冷却時間も長時間側の評価であったと思われる。しかしながらそのような場合においても強度・靱性ともに高い性能を有しており、さらにこの場合の入熱量・パス間温度管理値は、一般的な管理値である入熱量4.0 kJ/mm－パス間温度350℃よりも高入熱量－高パス間温度であった。したがって管理された溶接条件に加え、溶接対象物が大きく、冷却に有利になる場合は、より高い溶接部性能が期待でき、かつ、入熱量－パス間温度管理値の緩和により施工能率も大きく向上できると考えられる。

ここで入熱量・パス間温度管理の意義について改めて考えてみる。溶接金属の強度・靱性はその化学成分と冷却条件、例えば $\Delta t_{8/5}$ で決定されるミクロ組織に強く依

表1 溶接金属の化学成分分析結果

入熱量-パス間温度	板厚	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
		mass %								
4.0 kJ/mm-500℃	40	0.080	0.61	1.33	0.013	0.0067	0.28	0.009	0.031	0.21
	22	0.084	0.51	1.33	0.013	0.0063	0.19	0.010	0.031	0.15
5.0 kJ/mm-400℃	40	0.079	0.55	1.34	0.012	0.0062	0.24	0.010	0.030	0.17
	22	0.087	0.53	1.33	0.013	0.0062	0.24	0.011	0.032	0.15
入熱量-パス間温度	板厚	t-Nb	V	t-Al	t-Ti	t-B	O	t-N	炭素当量 Ceq(IIW)	
		mass %								
4.0 kJ/mm-500℃	40	0.004	<0.003	<0.003	0.081	0.0050	0.0383	0.0057	0.407	
	22	0.005	<0.003	0.005	0.070	0.0037	0.0376	0.0083	0.381	
5.0 kJ/mm-400℃	40	0.003	<0.003	0.004	0.071	0.0038	0.0381	0.0086	0.391	
	22	0.005	<0.003	0.006	0.078	0.0036	0.0364	0.0072	0.394	

熱量4.0 kJ/mm-パス間温度500℃の施工条件を適用した継手でも同様であり、結果として今回行った全ての継手において設定したパス間温度に達しなかった。これは溶接時の継手の温度履歴に対して、試験体サイズ・継手形式（形状）および予熱を行っていないことの影響が非常に大きいことを示したものと言える。また実施工でも当然行われるスラグ除去作業、および一方向溶接を適用することによるパス間時間も冷却に効果があったと考えられる。

以上のことから、シャルピー衝撃試験片および丸棒引張試験片の採取位置のパス間温度は設定温度を下回っていることになるが、最もパス間温度の高くなる最終パスを含んだ位置から採取を行うことで、当該板厚の柱-梁継手溶接部性能を安全側で評価できていると考えられる。

3. 試験結果

(1) 溶接金属の化学成分

溶接金属の化学成分測定結果を表1に示す。化学成分においては、今回の組み合わせ条件による有意差はほとんど見られず、Ceq (IIW) の差は0.02%程度であり継手間の差はほとんどないと言える。一方、窒素 (N) については板厚40 mm、入熱量4.0 kJ/mm-パス間温度500℃を除いたすべての組み合わせにおいてやや高い値を示している。これは入熱量が高く溶接速度が遅い場合、溶融プールが大きくなり結果的にガスシールドが不十分となることから、大気中からの窒素侵入の可能性を示唆していると思われる。固溶窒素は一般的に強度の上昇や靱性の低下を引き起こすため、高入熱施工においてはシールドガス流量・ワイヤ突き出し長さに注意が必要と考えられる。なお本継手における窒素の影響については後述する。

(2) 溶接金属の800-500℃冷却時間

溶接金属の800-500℃冷却時間 $\Delta t_{8/5}$ について、入熱量・パス間温度で整理した結果を前報の小型試験体測定結果と合わせて図3に示す。前述したように、すべて継手において設定パス間温度に達しなかったため、図3中のパス間温度は最終パス直前の実パス間温度を採用して整理した。また、冷却時間はパス間温度の最も高くなる最終パスにおいて測定した2点の平均値とした。

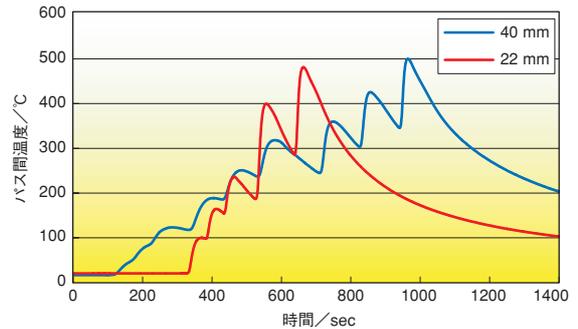


図2 入熱量5.0 kJ/mm-パス間温度400℃条件におけるパス間温度測定結果

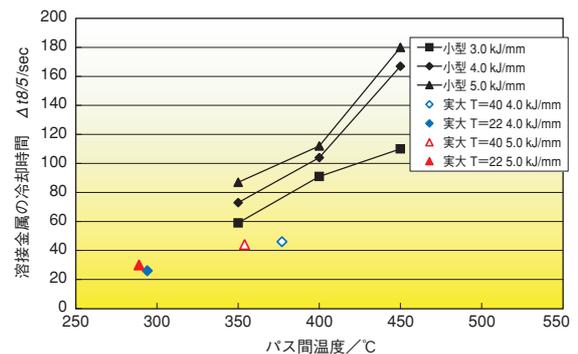


図3 800-500℃冷却時間 ($\Delta t_{8/5}$) とパス間温度の関係

図3よりわかるように、実大試験体にて検討したすべての組み合わせにおいて $\Delta t_{8/5}$ は26~46secとなり、小型試験体に比べて大幅に短くなることから、試験体サイズ・継手形状が $\Delta t_{8/5}$ に与える影響は大きく、無視できない水準であることがわかる。

(3) ミクロ組織

図4に梁フランジ板厚40 mm継手の入熱量5.0 kJ/mm-パス間温度400℃条件における原質部と再熱部のミクロ組織を小型試験体の同入熱量・同パス間温度のものと合わせて示す。実大試験体の原質部は非常に微細なアシキュラーフェライト (AF) と極微量の粒界フェライト (GBF)、再熱部は微細フェライトから形成されている。構成するミクロ組織は原質部・再熱部とも小型試験体と同じではあるが、原質部においてはAFの微細さおよびGBFの析出量、再熱部においてはフェライト粒の微細さという点で非常に大きな差があり、この差は $\Delta t_{8/5}$ の差から生じるものと考えられる。

各写真の下にはそれぞれの組織に該当する0℃シャル

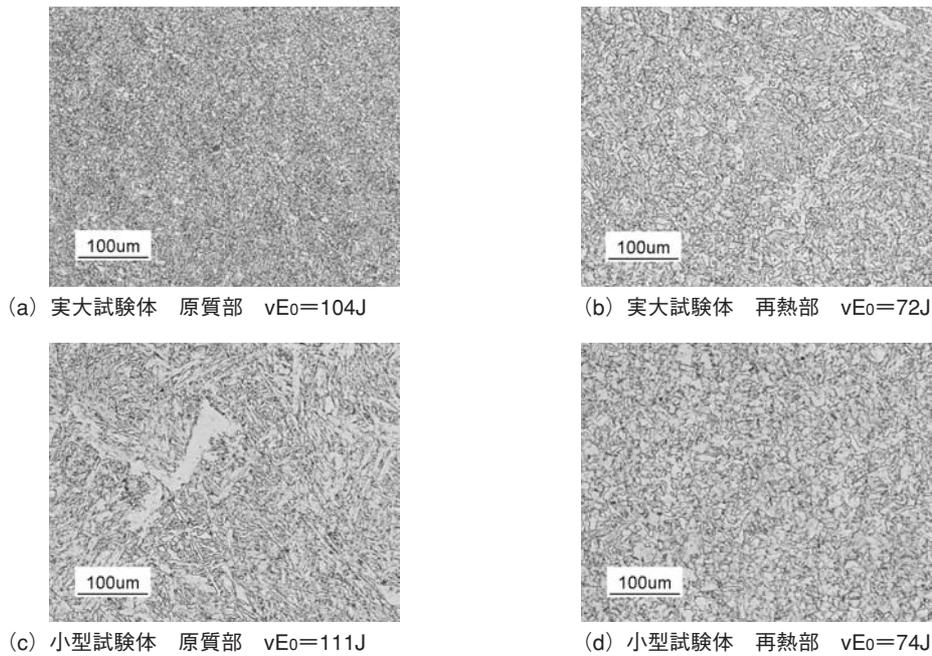


図4 溶接金属のミクロ組織（入熱量5.0 kJ/mm—バス間温度400℃，梁フランジ板厚40 mm）

ピー吸収エネルギー（ vE_0 ）を示すが，原質部・再熱部とも実大試験体と小型試験体の差がほとんどなく，組織の依存性が見られない。一般に組織の微細化は有効結晶粒径を小さくし，破壊時の破面単位が小さくなるために靱性を向上させるとされるが⁶⁾，シャルピー衝撃試験の結果はその傾向を示していない。この原因については後で考察する。

(4) シャルピー吸収エネルギー

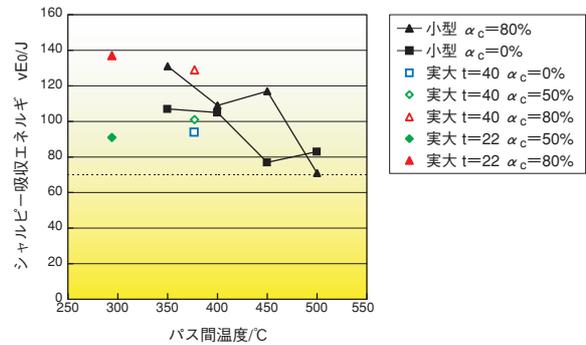
0℃シャルピー吸収エネルギー（ vE_0 ）を入熱量ごとに実バス間温度で整理した結果について，小型試験体結果と合わせて図5に示す。実大試験体の柱状組織分率 $\alpha_c = 80\%$ ， 50% ， 0% の0℃シャルピー吸収エネルギー（以下，それぞれ， $vE_{0,80\%}$ ， $vE_{0,50\%}$ ， $vE_{0,0\%}$ と記す）を比較してみると，概ね $vE_{0,80\%} > vE_{0,50\%} > vE_{0,0\%}$ となっており，原質部の方が再熱部よりも高い靱性を示しており，小型試験体での傾向と一致する。

実バス間温度が350℃以下となった梁フランジ板厚22 mmの組み合わせでは，両入熱条件とも90J以上と良好な値を示した。また板厚40 mmの継手では，いずれの条件においても $vE_{0,80\%} \geq 104J$ ， $vE_{0,50\%} \geq 101J$ ， $vE_{0,0\%} \geq 72J$ と小型試験片とほぼ同レベルの値が得られており十分な靱性を確保していると言える。

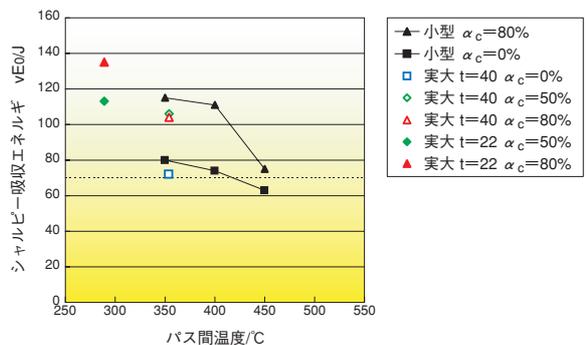
図6に vE_0 と $\Delta t_{8/5}$ の関係について示す。 $vE_{0,80\%}$ は $\Delta t_{8/5} = 60$ sec前後で vE_0 のピークを示し， $\Delta t_{8/5} < 60$ secの領域において低下， $vE_{0,0\%}$ は80J前後でほぼ一定となっており， $\Delta t_{8/5}$ が非常に小さい実大試験体の vE_0 は $\Delta t_{8/5}$ の水準差から期待されるほど靱性は向上していないことがわかる。

(5) 引張強度

溶接金属の0.2%耐力（YS）と引張強さ（TS）につい



(a) 入熱量4.0 kJ/mm



(b) 入熱量5.0 kJ/mm

図5 シャルピー吸収エネルギーと入熱量・バス間温度の関係

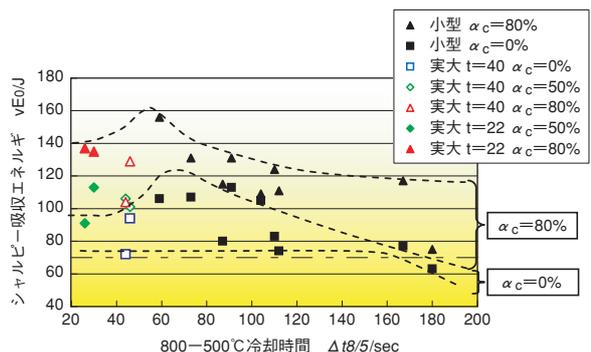


図6 800—500℃冷却時間（ $\Delta t_{8/5}$ ）とシャルピー吸収エネルギーの関係

て、入熱量・パス間温度で整理したグラフを図7に、 $\Delta t/8/5$ で整理したグラフを図8に示す。実大試験体溶接金属のYS、TSは非常に高く、母材規格値を大幅に上回っていることがわかる。小型試験体と比較しても同じ入熱量・パス間温度の条件においてTSは約70 N/mm²の差が生じている。

この原因は実大試験体の $\Delta t/8/5$ が非常に小さい（冷却速度が大きい）ことによるものと考えられ、図8に示すようにYSとTSは $\Delta t/8/5$ の減少に伴い増加しており、小型試験体結果およびYGW11で検討した横山らの実験結果⁷⁾と同様、 $\Delta t/8/5$ と引張強さとは明確な相関を示している。

また、高強度の要因としては溶接金属中のN量も考えられるが、N量の低い板厚40 mm、入熱量4.0 kJ/mm²パス間温度500℃継手が同様に高値を示していることから、その影響はあまりないと考えられる。

以上のように、 $\Delta t/8/5$ が小さくなるような継手においてYGW18を適用した場合、溶接金属の引張強さは母材強度に対しかなり高い傾向を示すため、安定して強度確保が可能である一方、低温割れの発生が懸念される。したがって実継手においては溶接金属中の拡散性水素量が増加しないよう、開先内の錆等に注意が必要である。

4. 考察

本実験で採用した実大試験体はノンブラケット方式のBOX柱-梁継手部を想定したものであるが、BOXせい・スキンプレート板厚ともに大きく、また、十字継手であることから高入熱量・高パス間温度の施工においても、柱-梁継手部溶接金属の $\Delta t/8/5$ は350℃均熱予熱を施した平継手小型試験体の $\Delta t/8/5$ に比べて大幅に小さくなることが予想され、それに伴い機械的性能も向上するであろうと思われる。実験の結果、実大試験体溶接金属の機械的性能は高い強度・靱性を有していることが確認され、YGW18を適用した本継手（実BOX柱の柱-梁継手）においては高入熱量・高パス間温度の施工が十分に可能であることを示した。

ただし、原質部の靱性に関しては $\Delta t/8/5$ が約60 secを下回る領域において vE_0 が明らかに低下する傾向を見せた。この点について追加調査を行ったので、結果とともに考察する。

実大継手溶接部の原質部マイクロ組織について、硬さと粒界フェライト（GBF）分率を測定した結果を表2に示す。まず硬さについて、測定は $\alpha_c=80\%$ のシャルピー衝撃試験片の原質部領域である8 mmのノッチ位置に対応する線上に対し、2 mm間隔で5点測定し平均値を採用した。同入熱量・同パス間温度で行った小型試験体の結果と比較して、実大試験体の硬さが上昇していることがわかり、マイクロ組織および引張試験の結果もこれを支持するものである。

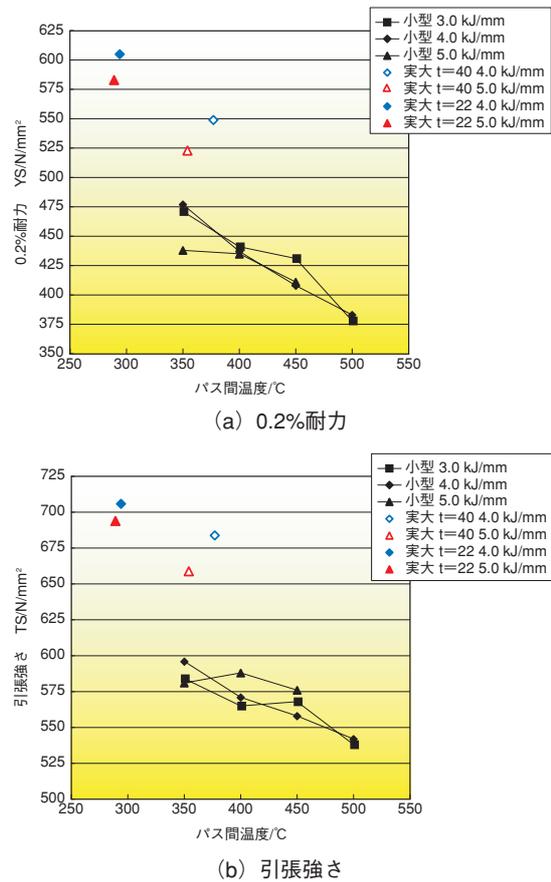


図7 0.2%耐力・引張強さと入熱量・パス間温度の関係

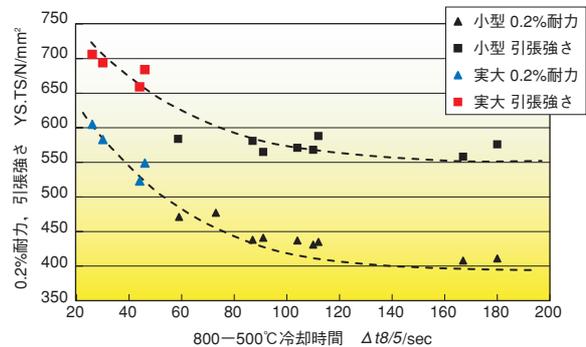


図8 800-500℃冷却時間 ($\Delta t/8/5$) と0.2%耐力・引張強さの関係

次に原質部のGBF分率について見てみると、図4からも明らかであるが、小型試験体との差は歴然としている。一般にGBFは有効結晶粒径を粗大化することから、GBF分率の増加に伴い vE_0 は低下する傾向を見せる。このGBF分率と vE_0 の関係について、実大および小型試験体の結果を整理したもの（グラフ）を図9に示す。これよりGBF分率と vE_0 の関係は、GBF分率がおよそ2%を超える範囲においてはGBF分率の上昇に伴って vE_0 が低下する明確な相関が見られる。このことから、この領域においてはGBF分率が靱性支配因子として支配的であると推定される。一方、GBF分率がおよそ2%未満の範囲ではGBF分率の低下に伴って vE_0 は低下しており、GBF分率がおよそ2%を超える範囲とは明らかに傾向が異なっ

いることがわかる。

図9にはシャルピー衝撃試験片の脆性破面率も合わせて示しているが、GBF分率およそ2%未満の範囲の脆性破面率はほぼ0%、つまり100%延性破面であることから、この範囲のvEoはいわゆるアッパーシェルフエネルギーを示していることになる。したがって Δt 8/5が小さく、GBF分率が減少してもvEoが向上しないのは、この冷却時間範囲ではvEoが飽和し、むしろ上述した硬さが増加するに伴い、低下するためであろうと推測される。

すなわち冷却時間の差から期待されるほどに靱性差が生じなかったのは、溶接金属成分のバラツキや外乱要因(窒素)によるものではなく、YGW18の本質的な挙動であると考えられる。なお硬さが上昇するのはAF組織が非常に微細なこと、軟質相であるGBFがほとんど析出していないことなどが主因と考えられ、かつ、AFの成長に際し析出する炭化物がAFと同様に非常に微細であることも硬化の要因の1つと推測される。

ところで Δt 8/5 \leq 30 secの領域における実大継手の原質部靱性は、図6からわかるように、vEoのばらつきが比較的小さいことがわかる。換言すればvEoが100Jを超える高い靱性が安定して得られるということであり、これはアッパーシェルフエネルギーを示していること、およびマイクロ組織がほぼアシキュラーフェライト(AF)100%で均一であることが要因と考えられる。

図10に、GBF分率とYS・TSについて整理した結果を示す。GBF分率とYS・TSはvEoと同様、明確な関係を持ち、GBFの減少に応じてYS・TSが上昇しているのがわかる。これは軟質相であるGBF量とAFの微細さが変化するためと考えられ、マイクロ組織の変化が溶接金属の強度にも強い影響を与えることが確認できる。

5. まとめ

実大BOX柱—梁継手試験体にYGW18を適用し、高入熱量・高バス間温度条件における溶接金属の機械的性能を調査した。

実大柱—梁継手部溶接金属の Δt 8/5は小型試験体に比べて大幅に小さくなり、それに伴ってマイクロ組織は原質部・再熱部とも微細化した。この微細化に伴い、溶接金属の硬さは上昇し、0.2%耐力・引張強さは高値を示した。靱性は硬さの上昇の影響を受けて、 Δt 8/5 $<$ 60 secの領域でvEoが低下する傾向を見せたが、vEo値自体は \geq 70Jの高値を示した。

以上のことからYGW18を適用した実BOX柱—梁継手溶接部の継手性能は十分確保されており、高入熱量—高バス間温度の施工が十分に可能であると言え、管理値の緩和が期待される。

なお本実験は新日本製鐵(株)と共同で行ったものであ

表2 原質部の硬さとGBF分率測定結果

入熱量—バス間温度	種別	板厚	硬さ Hv(5kg)	GBF分率 %
4.0 kJ/mm—500 °C	実大	40	226	0.2
		22	218	0.4
	小型	40	177	48
	5.0 kJ/mm—400 °C	実大	40	212
22			213	0.3
	小型	40	196	38

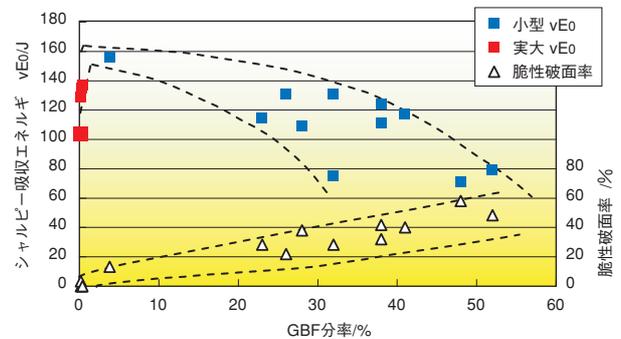


図9 GBF分率とシャルピー吸収エネルギー・脆性破面率の関係

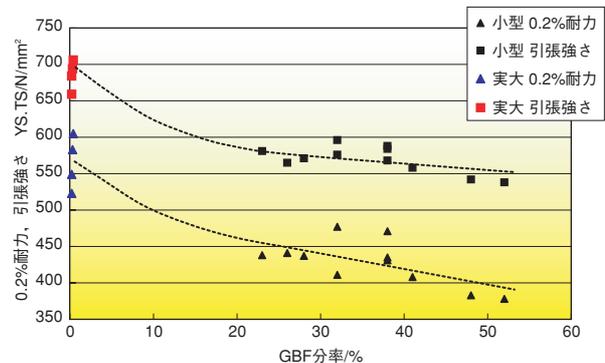


図10 GBF分率と0.2%耐力・引張強さの関係

り、実施にあたって多大な助言ご指導をいただきました、新日本製鐵(株)の橋場氏、吉田氏、長谷川氏に深く感謝いたします。

参考文献

- 1) 向井ら：「建築構造用マグ溶接ワイヤの検討」, 鋼構造論文集, 第7巻, 第26号, pp.13-25, 2000.6.
- 2) 日本規格協会, JIS Z 3312 (1999) 解説表
- 3) 湯田ら：「多層盛溶接金属の靱性支配要因について」, 鉄構技術, pp.28-34, 2002.5.
- 4) 津山ら：「多層盛溶接金属の靱性支配要因について第2報」, 鉄構技術, pp.21-29, 2004.9.
- 5) 西ら：「鉄骨CO₂多層盛溶接における施工管理」, 鉄構技術, pp.42-49, 2002.4.
- 6) 例えば 百合岡・大北：「鉄鋼材料の溶接」, 産報出版
- 7) 横山ら：「入熱量およびバス間温度が溶接金属の機械的性質に及ぼす影響」, 鋼構造論文集 第11巻, 第44号, pp.15-26, 2004.12.