

多層盛溶接金属の靱性支配要因について

～原質部および再熱部組織の靱性～

The Toughness Control Factor of Multi-layer Pass Weld Metal

津山 忠久
Tadahisa TSUYAMA

川田工業(株)橋梁事業部生産企画部
溶接研究室

湯田 誠
Makoto YUDA

川田工業(株)橋梁事業部生産企画部
溶接研究室係長

藤田 敏明
Toshiaki FUJITA

川田工業(株)橋梁事業部生産企画部
溶接研究室

鋼構造建築物における柱-梁継手部は高い変形性能が要求され、本部位に適用されるCO₂溶接は継手性能確保のために厳しい入熱量・パス間温度管理が要求されている。CO₂溶接金属は多層盛特有の複雑な熱履歴により不均質な組織が形成されるため、その靱性値はさまざまな値を示すことがある。本研究ではこの不均質な組織を「原質部」と「再熱部」に大別し、YGW18を使用し入熱量・パス間温度を変化させたときのそれぞれの靱性をシャルピー衝撃試験により評価を行った。その結果、CO₂溶接金属の靱性はミクロ組織の変態温度域である800～500℃冷却時間(Δt8/5)と相関があることがわかり、Δt8/5が≤150～160 secであれば原質部・再熱部ともに最近溶接部に要求されている吸収エネルギー値≥70 Jを得られることがわかった。

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

鋼構造建築物において柱-梁接合部は耐震性能を確保するために最も重要な部位とされ、適用されるCO₂溶接での接合部の脆性破壊に対する抵抗力(靱性)を確保するために、近年、溶接施工条件(入熱量・パス間温度)の管理が求められている。溶接金属部の性能は溶接施工条件だけでなく継手のディテールや鋼材・溶接材料にも影響を受けるが、溶接入熱量・パス間温度の管理による方法は数値管理で非常にわかりやすく簡便なことから、性能確保のための手段として主流となっている。しかしながら管理値が厳しく、溶接待ちなどにより施工効率が下がるため、新しい溶接施工・品質管理方法、高能率の溶接施工法が望まれている^{1), 2)}。

一般に、溶接部の靱性評価にはシャルピー衝撃試験が用いられるが、CO₂溶接部は多層盛特有の複雑な熱履歴により不均質な組織が形成されることから、その吸収エネルギーは採取位置(ノッチ位置)によりさまざまな値を示すことがある³⁾。

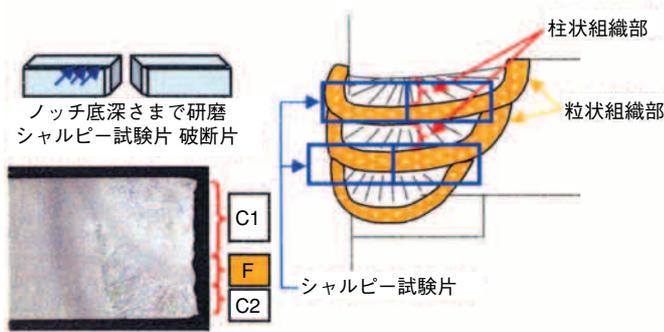
我々はこれまで種々の実験を行い⁴⁾、これらCO₂溶接部の靱性およびその評価方法について、以下の知見を得た。

- ① 柱状組織分率 α_c と0℃シャルピー吸収エネルギーの関係
CO₂溶接金属をマクロ組織として柱状組織を呈す

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、シャルピー衝撃試験片のノッチに含まれる原質部と再熱部の比率を「柱状組織分率($\alpha_c \equiv$ 原質部 / (原質部+再熱部))」(図1)と定義し、 α_c と0℃シャルピー吸収エネルギー(以下、vE₀と記す)の関係を整理した。YGW18では広範囲の α_c において安定して良好なvE₀を示したのに対し、YGW11では α_c が大きくなるとvE₀が低下する傾向が見られた。ただしYGW18, 11ともに同一の α_c に対してvE₀にかなりの幅が生じた。

- ② 開先角度と窒素の含有について
開先角度を25°にした場合、板厚が大きいとシールド不良となり、溶接金属中に大気由来の窒素を多量に混入する試験体が見られた。その量は最大で223 ppmに達した。
- ③ 窒素とvE₀
窒素を多く含んだ溶接金属部のvE₀は、低下する傾向が見られた(YGW11)。

過去の実験⁴⁾では、より安全側での評価とするために溶接施工を溶接技能者による連続溶接(入熱量・パス間温度管理なし)とした。ただしこの場合には、ほぼ同じ入熱量で製作した試験体の原質部でも、試験体ごとまた同じ試験体でも各パスの800～500℃冷却時間(以下、Δt8/5



定義 柱状組織分率 = $\frac{C1 + C2}{C1 + C2 + F}$
 (柱状組織部が破面内に占める面積割合)

図1 柱状組織分率 (α_c) の定義

と記す)が大きく異なるため、マイクロ組織および靱性も異なっていたと考えられる。その結果同じ α_c でもその vE_0 が広範囲に分布してしまい、 α_c による影響を明確に求めることができなかつた。そこで今回の試験では、性能への影響因子とされる溶接施工上の外乱要因(施工上の溶接条件のばらつき・窒素の混入の影響等)を極力排除する実験を計画し、前述の原質部相当 ($\alpha_c=80\%$) および再熱部の2つの領域の靱性と、入熱量・パス間温度および800~500℃冷却時間との相関を求め、靱性支配要因について検討したので以下に報告する。

2. 実験方法

(1) 試験体の作製要領

本実験で使用した鋼材はSN490B材で、溶接材料は前報で好結果が得られ、柱-梁溶接部で実績のある YGW18 (Mn-Mo-Ti-B系) とした。

試験体の概略図を、図2に示す。継手形式は平継手試験体とし、板厚は40 mm一定とした。溶接施工は、溶接金属の機械的性能に与える要因を統一する目的で、溶接ロボット(川田工業(株)製 Auwel2)を用いて製作した。溶接姿勢は下向きで、溶接管理条件は一般に実施工で想定される範囲として、入熱量3.0, 4.0, 5.0 kJ/mmの3条件、パス間温度350, 400, 450, 500℃の4条件の組合せとした。表1に試験条件を示す。入熱量は電流・電圧一定(350 A-34 V)とし、溶接速度により調整した。なお本実験では、鋼板から溶接金属への成分希釈の影響を考慮し、電流に対し高電圧設定とならない溶接条件を選択し、初層から最終層まですべてのパスに対し同じ入熱量で施工した。

溶接金属の冷却速度の制御は、溶接前に乾燥庫内にて350℃の均熱予熱を行った試験体に対し連続溶接を行い、設定パス間温度に到達後、管理溶接を開始することにより行った(概念図を図3に示す)。パス間温度の管理位置を、図2に示す。溶接金属の冷却速度の測定方法は、溶

接中に熔融金属中へ熱電対(R型)を挿入して冷却曲線を測定し $\Delta t_{8/5}$ を得た。上記の均熱予熱を実施する理由は、溶接開始からできるだけ早い段階でパス間温度管理溶接とし、溶接金属の各パスの冷却速度を同一水準に保ち、(2)で示すシャルピー衝撃試験片の採取に際し α_c の精度を向上させるために、ノッチ位置決め可能な範囲をできる限り広くして試験片採取の自由度を増すためである。本研究の目的の一つは、 $\Delta t_{8/5}$ とシャルピー吸収エネルギーの相関をとらえることであり、(通常予熱なしで施工が行われる)当該板厚の柱-梁溶接部の実施工時に得られる溶接金属性能を再現することが(直接の)目的ではない点に注意を要する。

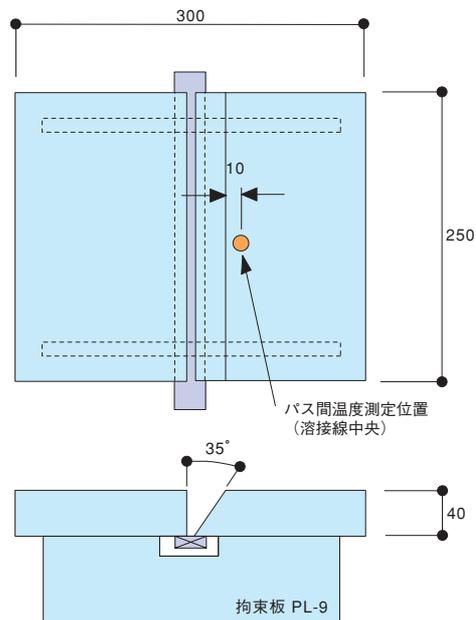


図2 試験体形状

表1 試験条件表(入熱量・パス間温度組合せ)

入熱量 kJ/mm	パス間温度			
	350	400	450	500
3.0	○	○	○	○
4.0	○	○	○	○
5.0	○	○	○	△

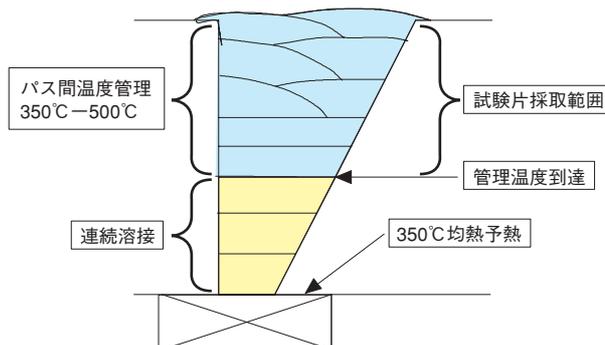


図3 パス間温度管理方法概念図

表2 溶接金属の成分分析結果

種別	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	t-Nb	V	t-Al	t-Ti	t-B	O	t-N
単位	mass %											ppm				
母材 (SN490B)	0.16	0.41	1.47	0.010	0.0016	0.019	0.022	0.026	0.004	<0.002	0.003	0.026	0.002	0.0003	13	36
3.0 350	0.078	0.54	1.26	0.012	0.0066	0.25	0.014	0.030	0.18	<0.003	<0.003	0.004	0.063	0.0045	363	51
3.0 400	0.073	0.54	1.23	0.012	0.0068	0.26	0.013	0.031	0.19	<0.003	<0.003	0.003	0.056	0.0045	380	47
3.0 450	0.075	0.53	1.21	0.012	0.0064	0.26	0.013	0.030	0.19	<0.003	<0.003	0.003	0.053	0.0043	368	43
3.0 500	0.078	0.53	1.20	0.012	0.0065	0.25	0.013	0.030	0.19	<0.003	<0.003	0.003	0.050	0.0041	381	48
4.0 350	0.076	0.55	1.26	0.012	0.0067	0.22	0.013	0.030	0.19	<0.003	<0.003	0.003	0.058	0.0048	379	45
4.0 400	0.075	0.54	1.22	0.012	0.0067	0.26	0.013	0.030	0.19	<0.003	<0.003	0.003	0.057	0.0043	367	50
4.0 450	0.077	0.54	1.23	0.012	0.0067	0.27	0.013	0.030	0.18	<0.003	<0.003	0.004	0.053	0.0040	393	49
4.0 500	0.078	0.53	1.23	0.012	0.0067	0.25	0.014	0.031	0.18	<0.003	<0.003	0.004	0.053	0.0041	355	48
5.0 350	0.079	0.54	1.25	0.012	0.0066	0.23	0.013	0.031	0.18	<0.003	<0.003	0.003	0.055	0.0045	386	69
5.0 400	0.078	0.54	1.24	0.012	0.0066	0.24	0.013	0.030	0.18	<0.003	<0.003	0.003	0.055	0.0044	375	54
5.0 450	0.078	0.53	1.23	0.012	0.0066	0.29	0.013	0.031	0.18	<0.003	<0.003	0.004	0.052	0.0042	406	92

(2) 試験要領

次の各項目に示す試験を行った。①化学成分分析（溶接金属部1/2 t位置）②ミクロ組織観察（原質部・再熱部）③硬さ測定（ビッカース硬さ試験，荷重49 N）④シャルピー衝撃試験（Vノッチ試験片，試験温度0℃）⑤丸棒引張試験片（溶接金属部1/2 t位置，平行部径14 mm φ）。対象はすべて溶接金属とした。

シャルピー衝撃試験片のノッチ位置は最初に断面マクロ試験片を採取し，目視により積層状況を確認後ミクロ研磨・腐食し，光学顕微鏡によるミクロ組織観察を併用しつつ， α_c が80%および0%（＝再熱部100%）となるように決定した。なお，採取誤差によるバラツキを少なくすることや，安全側の評価を得るための実験手法を事前試験により検討した結果，原質部柱状組織の成長方向とノッチの方向を平行とし，かつノッチ長さ10 mmにおいて，原質部領域が再熱部領域を両側から挟むような配置にならない採取方法に統一した。

3. 試験結果

(1) 溶接金属の化学成分

溶接金属の化学成分を表2に示す。化学成分についてはMn, Ti, B量が入熱量・パス間温度の上昇に伴い若干低下する傾向を示す。開先角度を35°に統一し，ロボット溶接・低電圧設定とした効果により，N量は炭酸ガスアーク溶接として標準的な水準を示しているが，入熱量3.0, 4.0 kJ/mmに比べ入熱量5.0 kJ/mmにおいてN量が若干高くなった。これは溶接速度が遅く溶融プールが大きくなるためシールドがやや不完全となり，大気からの窒素侵入が促進したためと思われる。特に入熱量5.0 kJ/mm－パス間温度450℃で92 ppmとやや高い値を示しており，施工条件を管理しても事故的にN量が高くなることを考えると，半自動溶接において入熱量5.0 kJ/mmでの施工は十分な注意が必要と言える。

(2) シャルピー吸収エネルギーとミクロ組織

0℃シャルピー吸収エネルギー（ vE_0 ）を入熱量ごとにパス間温度で整理した図4により， vE_0 と柱状組織分率

$\alpha_c=80\%$ ，0%の関係を検討した。 $\alpha_c=80\%$ と0%の0℃シャルピー吸収エネルギー（以下，それぞれ $vE_{0.80\%}$ ， $vE_{0.0\%}$ と記す）を比較してみると，その差は最大で50 J程度あり，ほとんどの施工条件においてこれらが同値を示すことはない。また入熱量3.0, 4.0 kJ/mmのパス間温度500℃の場合を除き $vE_{0.80\%} > vE_{0.0\%}$ となる傾向が認められ，原質部の方が再熱部の靱性よりも良好であることが確認できる。これはYGW11に比較して，Mo, Ti, B等の添加により原質部の靱性を向上させた効果によるものと考えられる。入熱量3.0, 4.0 kJ/mmのパス間温度500℃の条件では $vE_{0.80\%} < vE_{0.0\%}$ となっており，再熱部の方が原質部よりも良好な靱性が得られた。このような傾向となるのは，高いパス間温度により冷却速度が遅くなるため，原質部においてオーステナイト粒界に生成する粒界フェライト（GBF）が粗大化するとともに，高い靱性が期待されるアシキュラーフェライト（AF）の生成量が少なくなったことが主原因と考えられる。その一方で再熱部では，焼きならし組織であるフェライト＋パーライト組織の変化が小さく，それによる靱性変化が小さいために，高パス間温度条件では vE_0 が逆転したものと思われる。以上のことから，原質部は再熱部に比べ溶接施工条件の影響をより強く受けやすい。すなわち，ミクロ組織の冷却速度依存性が高いといえる。

本検討においては，均熱予熱により試験体に350℃の初期温度を与え，また実構造物のサイズに比較して極めて小さな試験体を使用しているため，実際のBOX柱－梁溶接部に比較して非常に厳しい熱履歴を受けていると考えられる。そのような条件下においても，今回適用したYGW18溶接材料は $vE_{0.0\%}$ として63 J以上， $vE_{0.80\%}$ として71 J以上を確保していることに注意したい。

入熱量・パス間温度が，これら原質部と再熱部のミクロ組織に及ぼす影響を図5に示す。入熱量3.0 kJ/mm－パス間温度350℃の原質部組織は，結晶粒界にGBFが生成しているものの結晶粒内は非常に細かいAFが主体で，再熱部は細かな粒状フェライトが主体である。これに対し冷却時間の長いパス間温度500℃では，原質部のGBF，

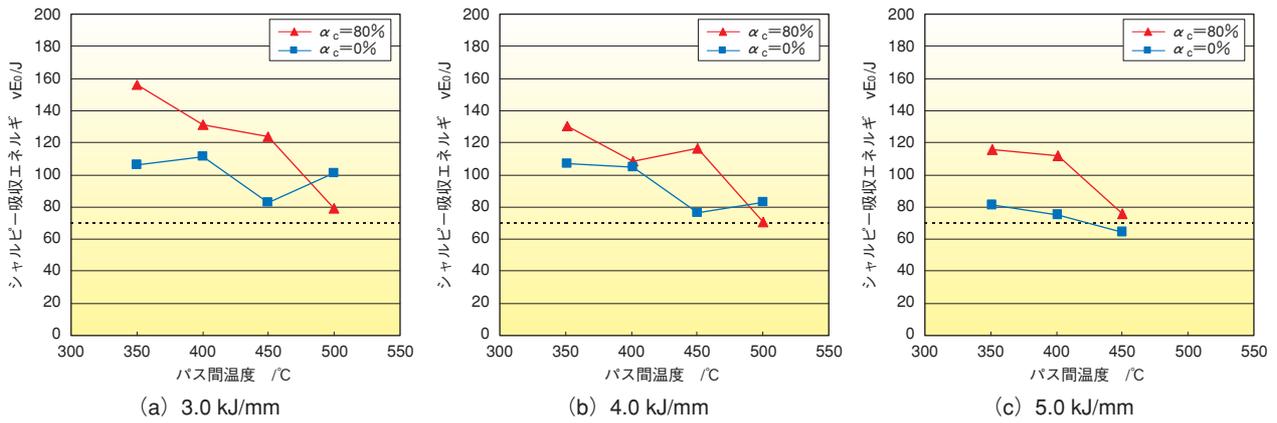
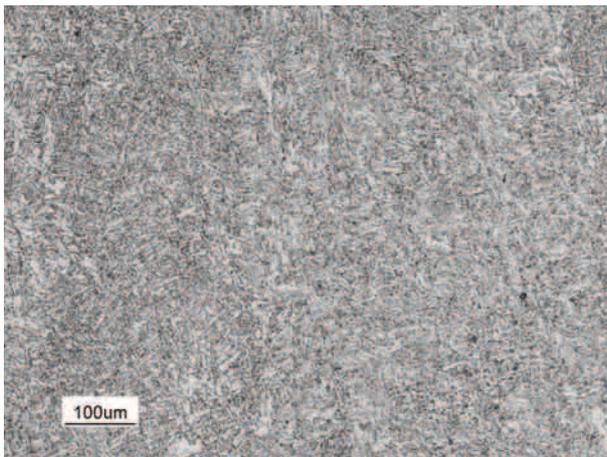
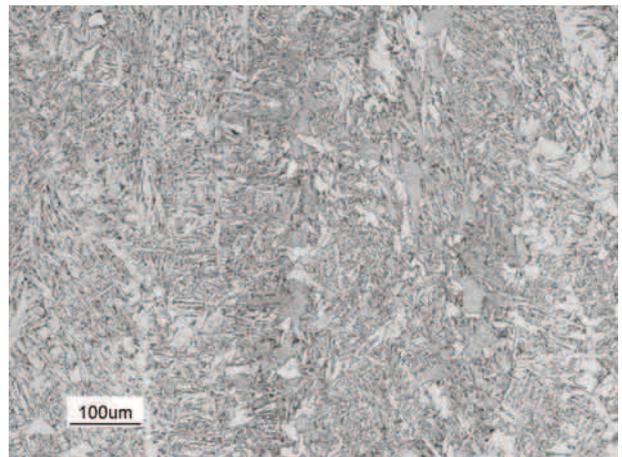


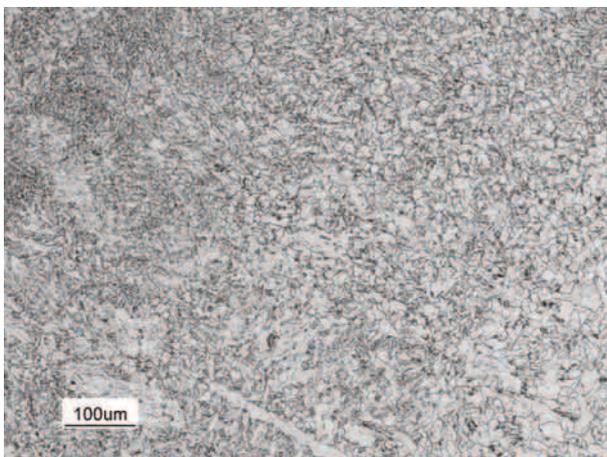
図4 シャルピー吸収エネルギーとパス間温度の関係



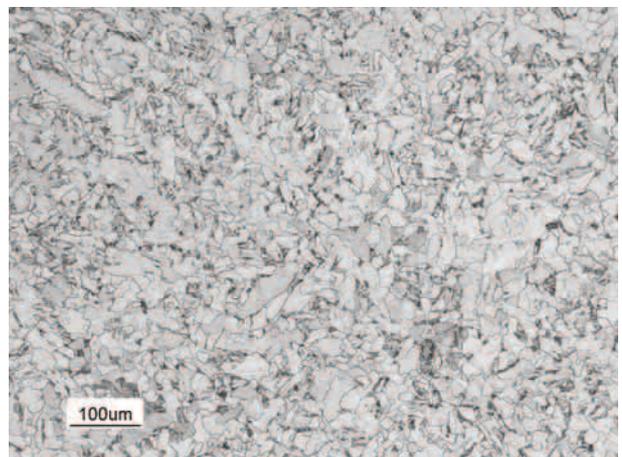
(a) 3.0 kJ/mm—350°C 原質部



(c) 3.0 kJ/mm—500°C 原質部



(b) 3.0 kJ/mm—350°C 再熱部



(d) 3.0 kJ/mm—500°C 再熱部

図5 溶接金属のマイクロ組織

再熱部の粒状フェライトとともに結晶粒の粗大化が生じていることがわかる。一般に、結晶粒の粗大化は靱性を低下させることが知られており、入熱量やパス間温度の上昇により原質部と再熱部がともに結晶粒の粗大化を招き、vE₀が低下したと理解できる。

(3) 溶接金属の800~500°C冷却時間

溶接金属の800~500°C冷却時間 Δt_{8/5}を、入熱量・パス間温度で整理した結果を図6に示す。パス間温度管理後の各パスの溶接金属の冷却時間は、下層から最終層に

至るまでほぼ一定の水準を示した。そのため、図7に示した冷却時間 Δt_{8/5}は、測定した個々のパスの冷却時間の平均値を採用している。

(4) 引張強度

溶接金属引張試験結果を表3に、0.2%耐力 (YS), 引張強さ (TS) を入熱量・パス間温度で整理した結果を図7に示す。パス間温度の上昇に伴い、YS, TSとも低下の傾向があらわれている一方で、入熱量に対してはあまり傾向が見られなかった。しかしYS, TSともすべての溶

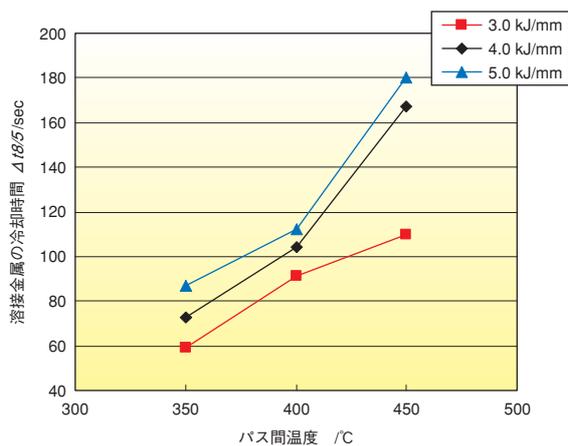
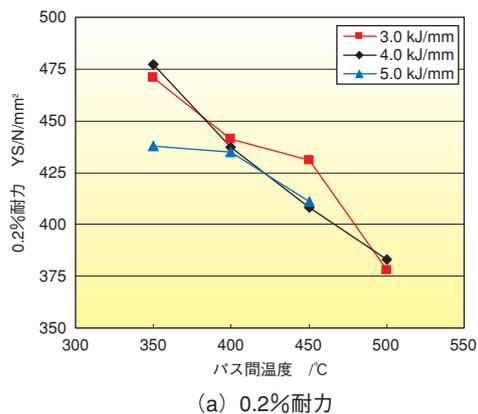


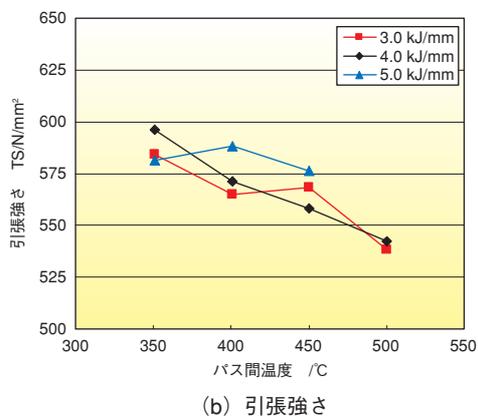
図6 800～500℃の冷却時間(Δt8/5)とパス間温度の関係

表3 溶接金属引張試験結果

入熱量 kJ/mm	パス間温度							
	350		400		450		500	
	0.2%耐力	引張強さ	0.2%耐力	引張強さ	0.2%耐力	引張強さ	0.2%耐力	引張強さ
	(N/mm ²)							
3.0	471	584	441	565	431	568	378	538
4.0	477	596	437	571	408	558	383	542
5.0	438	581	435	588	411	576		



(a) 0.2%耐力



(b) 引張強さ

図7 0.2%耐力・引張強さと入熱量・パス間温度の関係

接条件において、520 N/mm²級鋼材の規格値 (YS≥355 N/mm², TS≥520 N/mm²) を十分満足する良好な結果が得られた。

4. 考察

溶接部の靱性および強度といった機械的性能の評価方法として、シャルピー衝撃試験と溶着金属(丸棒)引張試験が最も一般的に用いられている。多層溶接金属のように複雑な熱履歴を受けることにより、組織に不均質性を生じてしまう溶接部の評価においては、たとえ同一施工条件で試験片採取位置を一定としても、積層状況のわずかな変動により測定値は試験片採取位置の限局された領域における性能を反映して、比較的大きな分布を持つことになる。(なお、この分布の広がりを持つ測定結果を、以下本報告中では便宜上、「バラツキ」と呼称する。)本報告では、CO₂柱-梁溶接部のような多層盛溶接金属の機械的性能評価を、組織の不均質性から来るバラツキを含めた上で評価することについて、その支配要因を「原質部」および「再熱部」の2つの異質な組織領域ととらえて、その領域個別の靱性を求め両者の差により、従来の試験片採取方法では個々の試験片によりノッチ位置に含まれる原質部および再熱部組織比率が一定でないことが、「バラツキ」の原因として捉えられるかについて考察する。

今回使用したYGW18溶接材料は、Mn-Mo-Ti-B系高入熱・高パス間施工用の溶接材料であり、溶接金属性能を高めるために多くの元素を添加している。これらの添加元素が、一般に高入熱・高パス間温度になるほど他元素(OやN等)と結合し、酸化物、窒化物の形成が促進されスラグとして排出されて、溶接金属への歩留まりが低下することで性能低下を引き起こす。今回の溶接金属の化学成分測定結果から、合金成分はMn, Ti, Bが微減している他は変化なく、Mn, Ti, Bについても性能に有意差を与えるほどの変化ではない。一方靱性に大きな影響を与えるNは、入熱量5.0 kJ/mm-パス間温度450℃の最も厳しい条件でやや高い結果となったが、前報のYGW11ほど極端なvE₀低下は認められなかった。つまりYGW18は11に比べると耐N性が高いといえ、これは適量のB添加により、靱性低下の原因となる粗大GBF生成を抑制する本来の効果に加え、Bが過剰Nと結びつくことによりfree Nの固溶による脆化を抑制したためと考えられる。以上のことからYGW18を使用し施工条件をきちんと管理していれば、化学成分による性能のバラツキへの影響は小さく抑えられるといえる。

原質部相当の評価のために $\alpha_c=80\%$ 、再熱部の評価のために $\alpha_c=0\%$ でシャルピー衝撃試験片を採取した結果、両者のvE₀の間には明確な差(最大で約50 J)が生じ、ほとんどの施工条件で同値を示すことがないことがわかった。これは原質部と再熱部は、施工条件によってそれぞれ特有の性能が定まるためと考えられ、靱性の評価に

は α_c の考慮, つまりノッチ位置に対する構成組織分率の考慮が非常に重要といえる。以上のことから, CO₂溶接金属部の vE_0 のバラツキの大きな要因のひとつは, 採取位置の α_c のバラツキに起因するものであるといえる。

これら原質部と再熱部の vE_0 と $\Delta t_{8/5}$ の関係を整理した結果を図8に示す。 vE_0 と $\Delta t_{8/5}$ には関連性がうかがえ, $\Delta t_{8/5}$ が $\leq 150 \sim 160$ secであれば, 原質部・再熱部ともに最近, 溶接部に要求されている靱性値 ≥ 70 J を満足することがわかる。ただし今回の試験体は小型であり, 350℃の均熱予熱を行っているため, 冷却時間は通常の柱-梁溶接部よりも長くなる。よって, 今後実大試験体での $\Delta t_{8/5}$ の測定を行い, 小型試験体との比較による性能評価が必要である。

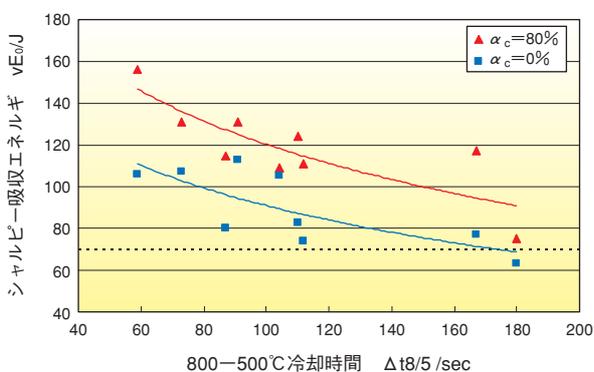


図8 800～500℃冷却時間 ($\Delta t_{8/5}$) とシャルピー吸収エネルギーの関係

溶接金属部の引張強度評価には, 丸棒引張試験片が一般的に多く用いられ, シャルピー衝撃試験片と同様に試験片断面の原質部・再熱部の割合によって試験結果が異なることが予想された。図9に $\Delta t_{8/5}$ と YS・TS について整理した結果を示す。 $\Delta t_{8/5}$ の増加に対し, TSよりもYSがその影響を大きく受ける結果となった。そしてYS・TSとも, バラツキがシャルピー衝撃試験結果のそれに比較して小さい。以上のことから, 今回の試験体板厚 (40 mm), 溶接金属の積層配置を含む溶接条件および引張試験片の平行部径とその採取位置の組合せでは, 引張強さTSおよび降伏強度YSとも $\Delta t_{8/5}$ に依存すると言える。

5. まとめ

多層盛溶接時に生じる溶接金属の不均質組織による靱性への影響を明確にするために, シャルピー衝撃試験片のノッチ位置に含まれる原質部と再熱部の比率を2通りに変化させ (原質部80%および0%), YGW18溶接金属 (Mn-Mo-Ti-B系) の800～500℃冷却時間 ($\Delta t_{8/5}$) と0℃シャルピー吸収エネルギー (vE_0) の関係を調査した。

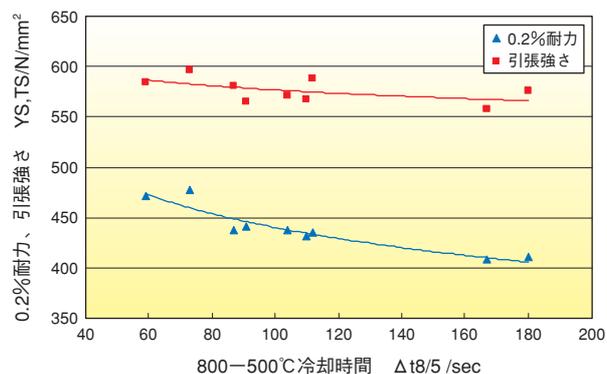


図9 800～500℃冷却時間 ($\Delta t_{8/5}$) と0.2%耐力・引張強さの関係

溶接施工条件に応じて溶接金属の $\Delta t_{8/5}$ が定まるが, YGW18溶接金属の場合, 原質部および再熱部組織は $\Delta t_{8/5}$ に応じて個々に特有の傾向を持って変化し, また, 等しい $\Delta t_{8/5}$ に対しては, $vE_{0.80\%}$ と $vE_{0.0\%}$ は一般に異なる値を持つことが確認された。これら原質部と再熱部のノッチ位置に含まれる構成組織比率のバラツキが, これまで言われてきた vE_0 のバラツキの大きな要因のひとつであると考えられ, 従来のシャルピー衝撃試験片採取方法での個々の試験片のノッチ位置に含まれる原質部および再熱部組織比率が一定でないことに起因した, vE_0 値のバラツキとして捉えられる可能性を示唆した。

また冷却時間 (例えば $\Delta t_{8/5}$) は, 溶接施工条件だけでなく溶接構造物のサイズに大きく影響を受ける。よって今後実大のBOX柱試験体での冷却時間を実測し, 今回の小型試験体と比較することで, 溶接金属の性能を維持しつつ生産性を向上できるYGW18の溶接施工条件範囲が提案できると考える。

なお本実験は新日本製鐵(株)と共同で行ったものであり, 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, 大北氏, 志村氏, 長谷川氏に深く感謝いたします。

参考文献

- 1) 中込ら：強制冷却機構を備えたパス間温度・入熱管理装置を用いた溶接部の品質と施工効率, 鉄構技術, 3月号, pp.49-53, 2002.
- 2) 西ら：鉄骨CO₂多層盛溶接における施工管理, 鉄構技術, 4月号, pp.42-49, 2002.
- 3) 日本溶接協会溶接棒部会：溶接ワイヤの上手な使い方, 鉄構技術, 1月号, pp.32-37, 2002.
- 4) 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, 5月号, pp.28-34, 2002.