

(論文)

建築構造用780MPa級鋼板

780MPa Class Steel Plate for Architectural Construction



畑野 等*
Hitoshi Hatano



川野晴弥**
Haruya Kawano



岡野重雄**
Shigeo Okano

Improved HAZ toughness under high heat input conditions for 780MPa class steel plates with Low-Carbon-Fine-Bainite was achieved with a new HAZ toughness technology developed by Kobe Steel. HAZ toughness and weldability in 780MPa class steel plate was improved considerably by utilizing this technology. Based on these results, 780MPa class steel plate for architectural construction with excellent HAZ toughness under 40 kJ/mm heat input and excellent weldability was developed.

まえがき = 建築鋼構造物の高層化, 大型化にともない, 鋼構造物への高強度鋼の適用の検討が進んでいるものの¹⁾, 特殊な用途を除外すれば, 本格的に適用されているものは強度クラスが 590MPa 級の鋼材までにとどまっている。490 ~ 590MPa 級鋼板に比べ 780MPa 級鋼板の溶接施工性 (耐割れ性, 大入熱特性) が不十分であることが, 適用への障害の一つとなっている¹⁾。耐割れ性に関しては, 590MPa 級鋼板が予熱を必要としない²⁾ のに対し, 780MPa 級鋼板は, 薄肉限定で予熱を必要としないもの³⁾ もあるが, 通常は 100 程度の予熱が必要である⁴⁾。また, 大入熱溶接時の熱影響部 (HAZ) 靱性を十分確保することが困難であることから, 現状では, 入熱 5kJ/mm までが入熱の上限とされており, 入熱 100kJ/mm 程度までの溶接が可能な 590MPa 級鋼板²⁾ に対し, 大入熱特性は著しく悪い。

一方当社では, 大入熱 HAZ がベイナイト/マルテンサイト組織となる高強度鋼における画期的な大入熱 HAZ 靱性改善技術として, 微細低炭素ベイナイト技術 (低カーボン多方位ベイナイト) を開発し, 建築用 590MPa 級鋼 (SA440) の大入熱 HAZ 靱性の大幅な改善に成功している⁵⁾。また, 従来鋼よりも大幅に炭素を低減させていることから, 耐割れ性についても大幅に改善できる技術である。

これらの背景のもと著者らは, 微細低炭素ベイナイト技術の適用による 780MPa 級鋼の大入熱 HAZ 靱性, 耐割れ性の改善を検討した。その結果, 40kJ/mm という従来の 8 倍の大入熱溶接に対応できると同時に, 耐割れ性も大幅に改善させた建築構造用 780MPa 級鋼板の開発に成功したので, 以下に報告する。

1. 大入熱 HAZ 靱性改善および耐割れ性改善に対する課題と開発コンセプト

780MPa 級鋼の大入熱化の課題として, HAZ の靱性劣

化因子である MA (Martensite-Austenite constituent) の生成をいかに抑制するかが挙げられていた。これまでの研究から, 大入熱 HAZ 靱性の劣化因子は, 硬質相である MA であることが明らかとなっている⁶⁾。MA の生成は, 大入熱溶接によって HAZ 部の冷却速度が遅くなり, 上部ベイナイトが生成することに起因している。冷却速度が遅い場合に, 上部ベイナイトの生成を抑制することは, 合金元素の添加によりある程度は抑制できるものの, 大きくは抑制できないことから, これまで HAZ 靱性を大幅に改善することが困難とされていた。

一方, 780MPa 級鋼の耐割れ性改善 (予熱温度低減) の課題は, 母材強度を確保しつつ, いかに低入熱溶接時の HAZ 硬さ (最高硬さ) を低減するかである。最高硬さは鋼板の化学成分で決まり, 鋼板の炭素等量 (Pcm) を低減すれば, 最高硬さを低減し, 耐割れ性を改善できる。一方, 鋼板の炭素等量の低減は, 必然的に鋼板の焼入性を低減させることから, 鋼板製造時に十分な焼入性を確保できず, 母材強度の確保が困難となる。従って, 従来の材料設計での予熱温度低減化は, 板厚 34mm が限界であり, それ以上の厚肉化には限界があった³⁾。

当社においてはこれまでに, 590MPa 級鋼における画期的な大入熱 HAZ 靱性改善技術として微細低炭素ベイナイト技術を開発している⁵⁾。本技術は, 低炭素化した上で, 炭化物生成能の弱い元素 (弱炭化物生成元素) で焼入性を向上させ, さらに Ti を添加した成分設計とすることで, 大入熱 HAZ において有害組織である MA を微細化, 低減するとともに, ベイナイト組織も同時に微細化させ, その結果, HAZ 靱性を大幅に改善させることができる技術である。さらに, 炭素量を従来よりも 1/2 ~ 1/4 と大幅に低炭素化しているため, 最高硬さが大幅に低減され, 耐割れ性を改善できるという特長も持っている。そこで本研究では, 微細低炭素ベイナイト技術を

*技術開発本部 材料研究所 **鉄鋼部門 加古川製鉄所 技術研究センター

表 1 ラボ試作鋼の化学成分
Table 1 Chemical compositions of steels examined

Steel	Chemical composition (mass%)														
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti	B	Al	N
Steel A	0.132	0.28	0.89	0.004	0.002	0.26	1.01	0.52	0.42	0.05	0	0	0.0012	0.058	0.0049
Steel B	0.052	0.27	2.06	0.004	0.002	0	1.00	1.01	0.41	0.05	0	0.012	0.0013	0.054	0.0051
Steel C	0.052	0.26	1.08	0.003	0.002	0	0.99	0.51	0.62	0.05	0.021	0.014	0.0011	0.058	0.0049

780MPa 級鋼へ適用し、大入熱 HAZ 靱性および耐割れ性の改善を試みた。

2. 開発コンセプトの検証

2.1 実験方法

供試鋼の化学成分を表 1 に示す。一般的な 780MPa 級調質鋼の成分³⁾をベース成分(鋼種 A)として、ベース成分に対し炭素量を 0.05% と低減した上で、炭化物生成能の弱い元素である Mn, Cr を増加させて十分に焼入性を確保し、さらに、粒微細化のために Ti を添加したものの(鋼種 B)を低炭素ベイナイト鋼として作製した。また、比較として、炭化物生成能の強い元素(強炭化物生成元素)である Mo, Nb を増加させて焼入性を確保した低炭素ベイナイト鋼(鋼種 C)も作製した。これら 3 鋼種の供試鋼は、高周波真空溶解炉を用いて溶解した後、熱間圧延により板厚 30mm とし、供試材とした。

再現 HAZ 熱サイクル材についてシャルピ衝撃試験(試験温度: -10℃)を行い、大入熱 HAZ 靱性を評価した。再現 HAZ 熱サイクル条件は、最高加熱温度を 1350℃ × 5s とし、800~500℃ の冷却時間(Tc)を 40~320s(サブマージーク溶接で入熱 5~40kJ/mm 相当)の範囲で変化させ、入熱 5kJ/mm を越える大入熱溶接 HAZ をシミュレートした。シャルピ衝撃破断面の破面形態を SEM を用いて観察した。また、光学顕微鏡を用いて組織観察を行った。マトリクス組織の観察はナイトール腐食液を用い、MA の観察についてはレペラ(LePera)腐食液を用いた。さらに、EBSP(後方散乱電子線回折)を用いて、ベイナイト組織の結晶方位分布についても調査した。

それぞれの供試鋼の変態挙動を調査するために、連続冷却変態(CCT)を求めた。CCT の条件は、加熱温度 1350℃ × 5s とし、冷却速度は再現 HAZ 熱サイクル処理の冷却速度範囲となるように、50~0.5℃/s とした。

2.2 実験結果

2.2.1 再現 HAZ 靱性

鋼種 A~C の再現 HAZ 靱性($\sqrt{E} \cdot t_{10}$)に及ぼす Tc(冷却時間)の影響を図 1 に示す。いずれも Tc が大きくなるにつれ、靱性が劣化する傾向を示すが、従来鋼(鋼種 A)に比べ、弱炭化物生成元素で焼入性を確保した低炭素ベイナイト鋼(鋼種 B)は大幅に靱性が改善できていることがわかる。一方、強炭化物生成元素で焼入性を確保した低炭素ベイナイト鋼(鋼種 C)は、あまり改善されておらず、Tc=40s では逆に劣化している。

鋼種 A~C の再現 HAZ 材(Tc=120s)のシャルピ衝撃破断面の脆性破面を観察した結果を写真 1 に示す。い

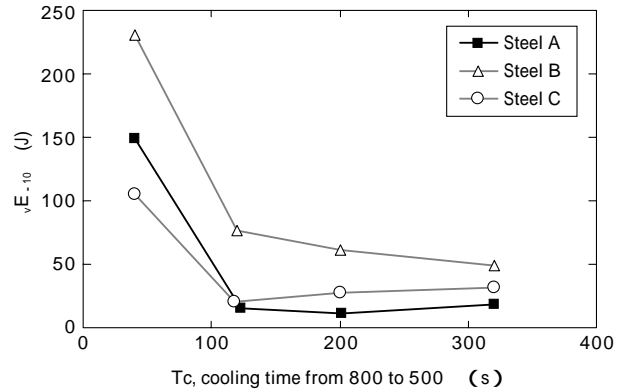


図 1 溶接再現熱サイクル材のシャルピ吸収エネルギーに及ぼす Tc の影響

Fig. 1 Effect of Tc, cooling time from 800 to 500, on toughness of simulated HAZ

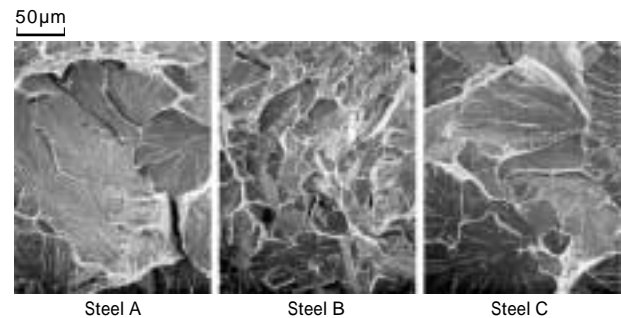


写真 1 シャルピ衝撃破断面の SEM 像(Tc=120s)

Photo 1 Typical SEM fractography of Charpy specimens of simulated HAZ (Tc = 120s)

ずれも擬へき開破面を示しているが、鋼種 A は 70~100 μm の粗大なファセットであるのに対し、鋼種 B は 20~30 μm の比較的微細なファセットとなっている。一方、鋼種 C のファセットは 50 μm 程度と、鋼種 A に対しては微細であるものの、鋼種 B に比べ粗大化している。鋼種 C が鋼種 B に比べて靱性が劣化した原因の一つとして、ファセットの粗大化が考えられる。

2.2.2 再現 HAZ 組織

鋼種 A~C の Tc=120s での MA 観察結果を写真 2 に示す。鋼種 A は粗大な MA が生成しているのに対し、低炭素ベイナイト鋼である鋼種 B, C は、微細で生成量も少なくなっている。鋼種 B, C 間では大きな変化はみられないことから、低炭素ベイナイト鋼においては、MA の生成形態に及ぼす合金元素の影響は少ないといえる。

鋼種 B, C の再現 HAZ 組織(Tc=120s)について、光学顕微鏡観察(ナイトール)および EBSP によりベイニティックフェライトの結晶方位分布を測定した結果を写真 3 に示す。EBSP は光学顕微鏡観察と同位置について測定した。光学顕微鏡組織結果から、いずれの鋼種も全面上部ベイナイトの組織を呈していることが分かる。ま

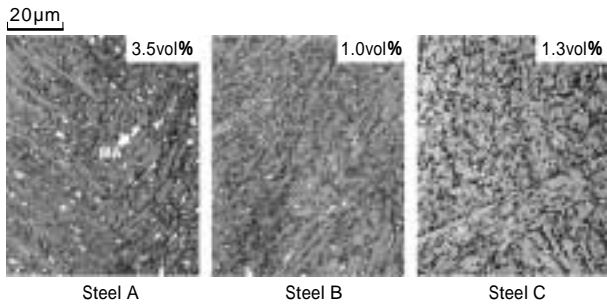


写真2 再現熱サイクル材のMAの形態 (Tc = 120s)
Photo 2 Morphology of MA in simulated HAZ (Tc = 120s)

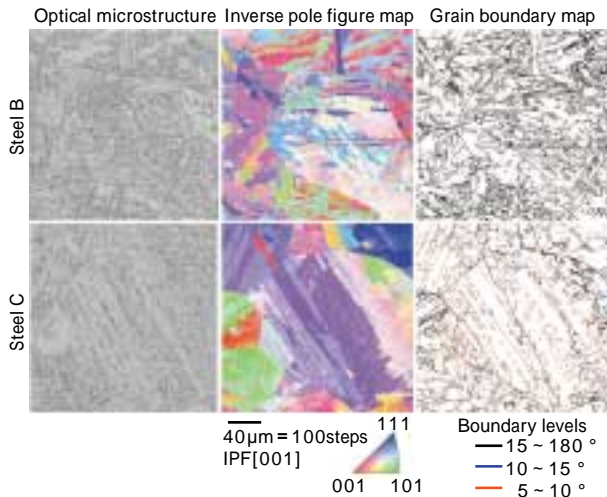


写真3 再現熱サイクル材の光学顕微鏡像とEBSP測定結果 (Tc = 120s)
Photo 3 Optical microstructure and results of EBSP analysis in simulated HAZ (Tc = 120s)

た、Inverse pole figure map および Grain boundary map から、鋼種Cよりも鋼種Bの方が、10° 或いは 15° 以上の大傾角粒界が多いことが分かる。このことから、弱炭化物生成元素に比べ、強炭化物生成元素を添加した場合は、ベイナイトのブロックサイズが粗大化するという。この結果は、強炭化物生成元素を添加した鋼種Cの方が、ファセットサイズが粗大化しているというシャルピ衝撃破断面観察結果とよく対応している。このことから、ベイナイトブロックサイズの粗大化によりファセットが粗大化したものと推察できる。

2.2.3 連続冷却変態

各鋼種における組織形態の変化を明確にするために、CCT測定を行った。鋼種A～Cのオーステナイト化温度 1350 × 5s からのそれぞれのCCT変態線図を図2に、硬さに及ぼす Tc (冷却時間) の影響を図3に示す。図3については冷却速度を制御した実験であるが、Tcに変換して示した。鋼種Aは変態開始温度および硬さに対する冷却時間の依存性が大きいのにに対し、低炭素ベイナイト鋼である鋼種B、Cは少ない。特に、冷却速度 50 /s での高冷却速度において、鋼種AがHV382に対し、鋼種BはHV329、鋼種CはHV304と大幅に低減できており、耐割れ性が大きく改善できるものと考えられる。また、鋼種Cは鋼種Bに比べ変態開始温度は高く、硬さも低い。

2.2.4 考察

上記の検討結果から、著者らの590MPa級鋼板での研

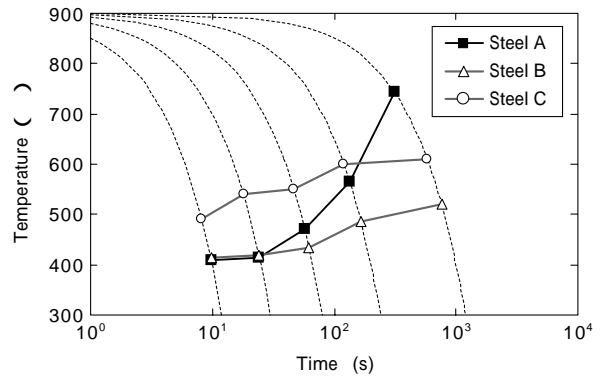


図2 CCT線図
Fig. 2 CCT diagrams

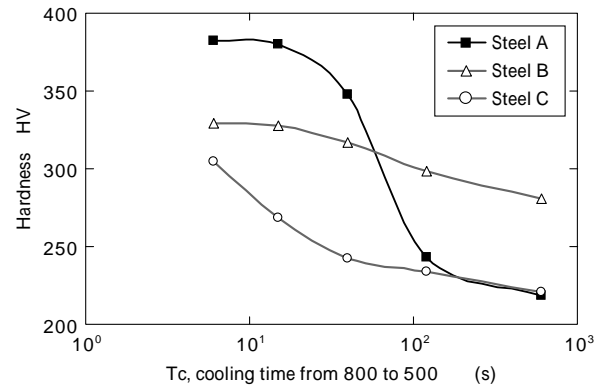


図3 硬さに及ぼす Tc の影響

Fig. 3 Effect of Tc, cooling time from 800 to 500, on hardness

究結果⁵⁾と同様に、MAのみが靱性の支配因子ではなく、ベイナイトの組織形態(ベイナイトブロックサイズ)も支配因子となっているといえる。一般に、HAZ組織がベイナイト/マルテンサイト組織となる780MPa級鋼においては、上部ベイナイトとなりMA量が多くなるにつれ、靱性は劣化することから、MAの生成量が十分に多い場合には、MAが支配因子となると考えられる⁶⁾。しかし、低炭素ベイナイト組織のように、MAが十分に微細、低減した場合は、マトリクスであるベイナイトの組織形態が靱性の支配因子として働くものと考えられる。

ベイナイトブロックサイズは合金元素の影響を大きく受ける。すなわち、強炭化物生成元素よりも弱炭化物生成元素を添加したものが、ベイナイトブロックサイズは微細化している(写真3)。これは、弱炭化物生成元素はベイナイト変態温度を低下させ、ベイニティックフェライトの核生成頻度を高めるのに対し、強炭化物生成元素は変態点の低下が小さく、逆に、粒界での核生成頻度を低下させているためと考えられる。上部ベイナイトは、まず粒界でベイニティックフェライトのラス(sub-unit)が核生成し、束状の同一の結晶方位、晶癖面を有するブロック(sheaf)に成長する⁷⁾。すなわち、ベイニティックフェライトの核生成頻度が高い場合、ブロックは微細化する。

古典論で均質核生成を考えた場合、ベイニティックフェライトの核生成頻度(I_v)は、 $I_v = K \cdot \exp(-G_s/RT) \cdot \exp(-G_i/RT)$ 界面エネルギー(σ)、歪エネルギー(G_s)およびフェライトの核生成の駆動力(G_i)で決定され、および G_s が大きくは変化しな

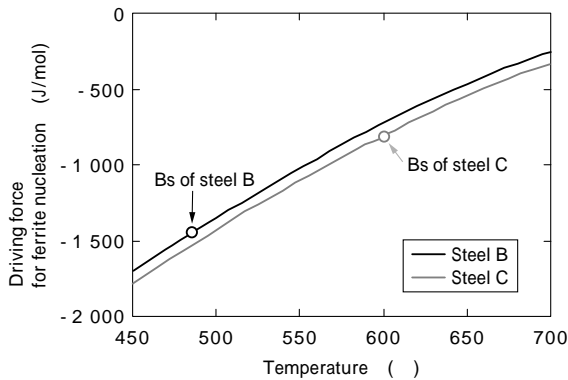


図4 フェライトの核生成駆動力に及ぼす変態温度の影響 (by thermo-calc)
Fig. 4 Effect of transformation temperature on driving force for ferrite nucleation (by thermo-calc)

いと考えると、 G_f が小さくなるほど I_v が高くなると考えられる⁸⁾。そこで、鋼種B、Cの G_f に及ぼす変態温度の影響を、熱力学計算ソフト thermo-calc(データベース:SSOL)を用いて計算した結果を図4に示す。変態温度が低下するにつれ、 G_f は低下する。また、同じ変態温度では鋼種Bは鋼種Cよりも G_f は大きい。

一方、図2のCCT線図から、鋼種Bは鋼種Cよりもベイナイト変態開始温度が低い。従って $T_c=120s$ の場合では、ベイナイト変態開始温度(B_s)は鋼種Cが600であるのに対し、鋼種Bは485と低いため、図4に示したように、鋼種Bの G_f は鋼種Cの1.8倍にもなっており、この結果、ベイニティックフェライトの核生成頻度が高まったものと推察できる。一方、榎本らは、Nbは拡散型変態の粒界での核生成頻度を低下させることを報告しており⁹⁾、鋼種CではNbがベイナイトの核生成頻度を低下させていることも、ベイナイトブロックの粗大化の原因となっていると考えられる。

以上のことから、弱炭化物生成元素として選択したMn、Crは炭素の親和性が弱いという観点でなく、熱力学的にを安定化させて¹⁰⁾、ベイナイト変態開始温度を低下させるためベイニティックフェライトの核生成頻度を大きくし、ベイナイトブロックサイズを微細化すると考えられる。また、強炭化物生成元素として選択したNb、Moについても、熱力学的にを安定化させないために、ベイナイトブロックサイズを粗大化させていると考えられる。

590MPa級、780MPa級鋼板ともに、弱炭化物生成元素添加型のもがベイナイトブロックが微細化し、高靱化したが、そのメカニズムは異なる点がある。著者らの590MPa級鋼板での研究結果⁵⁾では、強炭化物生成元素添加型と弱炭化物生成元素添加型とは、変態点の変化はほとんどみられておらず、強炭化物生成元素による粒界でのベイニティックフェライトの核生成頻度の低減が、ベイナイトブロックサイズ粗大化の主な原因と考えられた。比較的変態温度が高い590MPa級鋼では、強炭化物生成元素の粒界でのベイニティックフェライトの核生成頻度が支配的であり、変態温度が低くなる780MPa級鋼板においては、変態温度がベイナイトブロックサイズを決定する重要な因子であると考えられる。

上記のようなメカニズムにより、780MPa級鋼板においても微細低炭素ベイナイトを生成させることが可能であり、その活用により大入熱HAZ靱性、耐割れ性ともに大幅に改善できる可能性があることが明らかとなった。

3. 開発鋼の特性

上述の検討結果をもとに、微細低炭素ベイナイト技術の活用による大入熱HAZ靱性の改善、耐割れ性改善を狙った建築構造用780MPa級開発鋼板の工場試作を行った。以下に、開発鋼の母材性能および溶接継手性能を評価した結果について述べる。

3.1 化学成分および製造方法

開発鋼の化学成分を表2に示す。開発鋼の成分は、従来鋼にくらべ、大幅に低炭素化しているのが特徴である。さらに、弱炭化物生成元素であるMn、Crを高めると同時に、Tiの添加を行っている。電気炉造塊による鋼塊を板厚50mmに熱間圧延を行い、二相域熱処理を含む熱処理を施し、供試材とした。

3.2 母材特性

開発鋼の母材の機械的特性を表3に示す。開発鋼の目標性能として、建築構造用鋼としての耐震性付与の観点からYR(降伏比)を85%以下としているが、試作材は78%と規格を十分に満足しつつ、母材強度も十分確保できている。また、衝撃特性についても0のシャルピ吸収エネルギーは204Jと十分に高い値を示している。

3.3 超大入熱溶接継手特性

サブマージアーク溶接(溶接入熱40kJ/mm)を行い、開発鋼の大入熱溶接継手の靱性を評価した結果を、図5に示す。目標値47Jに対し、入熱40kJ/mmにおいても134Jと十分なHAZ靱性を確保できている。開発鋼においては、従来鋼の8倍まで大入熱化が可能であることが検証できた。

3.4 耐割れ性

開発鋼について、y型溶接割れ試験(JIS Z 3158:CO₂アーク溶接)を用いて耐割れ性を評価した結果、予熱温度25においてもルート割れの発生は見られず、590MPa級鋼と同程度の良好な耐割れ性を有しているこ

表2 開発鋼と従来鋼の化学成分

Table 2 Chemical compositions of developed and conventional steels

Steel	Chemical composition (mass%)				
	C	Si	Mn	Others	Pcm
Developed	0.05	0.26	2.00	Ni, Cr(), Mo, V, Ti, B	0.27
Conventional	0.13	0.27	0.84	Cu, Ni, Cr, Mo, V, B	0.26

表3 開発鋼と従来鋼の機械的特性

Table 3 Mechanical properties of developed and conventional steels

Steel	Tensile properties				Impact property of base plate $\sqrt{E_0}$ (J)
	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	EI (%)	
Developed	644	827	78	25	204
Conventional	822	879	94	29	223
Aiming	630~750	780~930	85	16	47

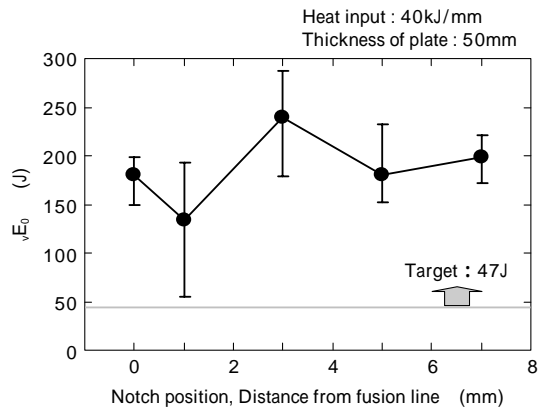


図5 780MPa 級開発鋼の SAW 溶接部のシャルピ吸収エネルギー
 Fig. 5 Charpy absorbed energy of SAW welded joint of developed 780MPa class plate

とが確認できた。これは、大幅な低炭素化による最高硬さの低減により実現できたものといえる。

むすび=当社が開発した微細低炭素ベイナイト組織(多方位ベイナイト)の780MPa 級鋼板への適用を検討した。微細低炭素ベイナイト組織を適用することにより、780MPa 級鋼板において大幅なHAZ 靱性の改善が図れると同時に、耐割れ性も大きく改善できることが明らかとなった。

本知見をもとに、建築構造用780MPa 級鋼板の開発を

行い、良好な母材特性とともに、従来の8倍の溶接入熱(40kJ/mm)においても良好なHAZ 靱性を示し、さらには、大幅な予熱低減が可能である高強度鋼板を開発できた。本開発鋼は、すでに建築構造用としての使用実績があるが、建築鋼構造物の高層化、大型化のニーズが高まる中、今後さらに適用が拡大するものと期待できる。

参考文献

- 1) 高張力鋼(780N/mm² 級鋼)の建築構造物への適用, (社)日本鋼構造協会編, 東京, (1998) p.167.
- 2) 岡野重雄ほか: 鉄構技術 10 (2001) p.51.
- 3) 岡野重雄ほか: R&D 神戸製鋼技報, Vol.45, No.1 (1995) p.33.
- 4) 高張力鋼(780N/mm² 級鋼)の建築構造物への適用, (社)日本鋼構造協会編, 東京, (1998) p.20.
- 5) 畑野 等ほか: R&D 神戸製鋼技報, Vol.52, No.1 (2002) p.49.
- 6) 笠松 裕ほか: 鉄と鋼, Vol.65, No.8 (1979) p.1222.
- 7) H. K. D. H. Bhadeshia: BAINITE IN STEELS, IOM Communications LTD, London, (2001) p.19.
- 8) H. K. D. H. Bhadeshia: BAINITE IN STEELS, IOM Communications LTD, London, (2001) p.135.
- 9) M. Enomoto et al.: Mater. Trans., JIM, Vol.35 (1994) p.859.
- 10) Constitution of Binary Alloys Second Edition (1985) p.526, McGraw-Hill Inc.