

Cu 析出強化型予熱低減 HT780鋼の開発

Development of Cu-precipitation Hardening 780N/mm² High Strength Steel with Low Weld Crack Sensitivity

岡村 義弘^{*(1)} 田中 睦人^{*(2)} 奥島 基裕^{*(3)} 山場 良太^{*(4)}
Yoshihiro OKAMURA Mutsuto TANAKA Motohiro OKUSHIMA Ryota YAMABA
 為 広 博^{*(5)} 井上 肇^{*(6)} 糟谷 正^{*(7)} 瀬戸 厚司^{*(8)}
Hiroshi TAMEHIRO Hajime INOUE Tadashi KASUYA Atsushi SETO

抄 録

HT780鋼の予熱作業での環境改善に対処するため、新しい強化思想により予熱温度を低減可能な新 HT780鋼を開発した。そのポイントは、(1)HAZ 硬さ低減のため低C-Bフリーを基本に、(2)母材強度確保のため Cu-Nb-V の複合析出強化を行ない、(3)更に DQT プロセスを適用することにより効果的な析出強化と細粒化とを達成したことである。開発鋼の HAZ 最高硬さは従来鋼より著しく低く、予熱温度50°Cでも割れの発生がなく、耐低温割れ性に優れる。開発鋼は線状加熱特性にも優れ、従来鋼では不可能な水冷が適用できる。更に開発鋼の溶接継手靱性、疲労特性も従来鋼とそん色のない特性を有していること等を確認した。

Abstract

To cope with environmental improvement in preheating HT780 high strength steel, a new HT780 steel, the preheating temperature of which can be reduced, has been developed on the basis of a really novel conception. Keys to the conception are; (1) the steel is based on low carbon and B free in order to reduce HAZ hardness, (2) processing of Cu-Nb-V composite precipitation hardening is applied to secure the strength of base metal, and (3) effective precipitation hardening and grain refinement have been attained by applying DQT processing. The maximum HAZ hardness of the developed steel is markedly low comparing with that of steel grades heretofore in use, no cracks are observed even at 50 °C of preheating temperature, and the steel is excellent in anti-low temperature crack sensitivity. The developed steel is also excellent in linear heating characteristic which makes water cooling applicable that was impossible for the conventional steel. Further, it has been confirmed that the steel bears comparison with the conventional steel in its toughness of welded joints and its fatigue property.

1. 緒 言

近年、構造物の大型化、高性能化及び軽量化に伴い、高張力鋼の利用分野は年々増加し、橋梁、ペンストック等の用途に使用される780N/mm²級高張力鋼(TS≧780N/mm²、以下 HT780と記す)の使用が拡大されている。

HT780が溶接構造物に適用されるようになって30年を経過した。その間、溶接性の改善、安全性の追求が進み HT780の炭素当量も0.6%台から0.5%台に低下してきたが、依然、溶接部の低温割れ防止のため100°C以上の予熱が行なわれている。予熱は作業環境の悪化、局部加熱による変形など、施工上の大きな障害であり、予熱温度の低減を可能とする鋼材の開発が強く要望されている。

このように従来鋼が高温予熱を必要とした理由は、鋼材そのもの

の炭素当量が高いことと同時に、製造法が焼入れ焼戻し処理によって焼戻しマルテンサイト組織の強靱性を利用して強度、靱性を得る製造方法であり、焼入れ性を重視せざるを得ず、合金元素低減に限界があり、熱影響部(以下 HAZ と記す)の硬さを低くできなかったためである。このため、溶接低温割れ感受性と焼入れ性との相関が強いことを考えれば HT780の予熱温度が高くなることは当然のこととされていた。

一方、近年、TMCP(Thermo Mechanical Control Process, 加工熱処理)技術の普及により、直接焼入れ焼戻し処理(以下 DQT と記す)が可能となり、溶体化状態からの焼入れと制御圧延との組み合わせにより析出強化現象を効果的に利用できるようになった。析出を利用する強化方法と焼入れ性を確保する方法では、溶接部の硬さへの影響が異なると考えられ、析出強化の利用により低温割れ感受

*⁽¹⁾ 技術開発本部 名古屋技術研究部 主任研究員

*⁽²⁾ 名古屋製鐵所 厚板・鋼管部 掛長

*⁽³⁾ 名古屋製鐵所 品質管理部

*⁽⁴⁾ 技術企画部 部長代理

*⁽⁵⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 鋼材第二研究部 主幹研究員 工博

*⁽⁶⁾ 君津製鐵所 厚板・熱延部

*⁽⁷⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 接合研究センター 主任研究員

*⁽⁸⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 鋼材第二研究部 主任研究員

性を低くすることが期待される。

本報では、HT780の予熱温度を50°C以下に低下するため、焼入れ性を増して溶接 HAZ 硬さに影響を及ぼす元素を低減させ、母材の強度確保のため析出強化元素と DQT とを駆使することを基本的な考え方として本鋼の開発を行なった。その開発思想、技術と実製造材の品質性能及び各種使用性能について述べる。

2. 目標性能

新 HT780鋼の開発目標を表 1 に示す。橋梁用途を前提に設定したもので、強度及び靱性は HBS-G-3102 (本州四国連絡橋公団規格) 仕様に、溶接継手靱性は南港連絡橋で検討された要求値⁹⁾にそれぞれ準じた。また、後述する検討結果から、HAZ 硬さ (Hv \leq 350) 及び予熱温度 (\leq 50°C) を新たに設定した。

3. 予熱低減型 HT780鋼の基礎的検討

3.1 溶接低温割れ発生原因とその防止

図 1 に従来 HT780鋼 (以下従来鋼とする) の JIS 最高硬さ試験における HAZ の硬さ分布を示す。HAZ 部は Hv370~380程度の硬さであり、この HAZ は熱サイクルの急冷によってマルテンサイトの硬化組織になっている。従来鋼の溶接 CCT 図を図 2 に示すが、20°C/s 以上の冷却速度では硬さ Hv360以上のマルテンサイト組織が生成することがわかる。一方、溶接低温割れは溶接金属及び溶接雰囲気から HAZ に拡散した水素による遅れ割れであり、従来から HAZ がマ

表 1 新 HT780鋼の開発目標

板厚 (mm)	強度		靱性		継手靱性	溶接性	
	YP (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	vE -40°C (J)	vTrs (°C)	vE 0°C (J)	HAZ 最高硬さ (Hv)	割れ防止 予熱温度(°C)
\leq 50	\geq 685	780/970	\geq 47	\leq -40	\geq 47	\leq 350	\leq 50°C

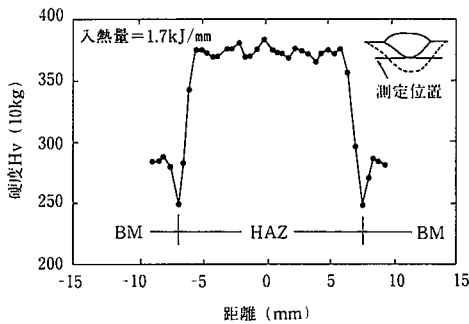


図 1 従来HT780鋼のHAZ最高硬さ試験における硬さ分布

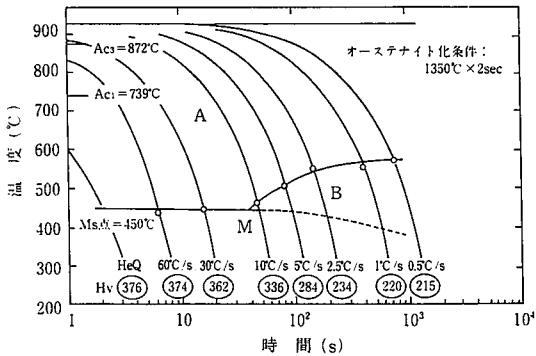


図 2 従来HT780鋼(表2の組成)の溶接CCT線図

ルテンサイト組織であると低温割れ感受性が高く、特に HAZ の硬さが Hv350以上では割れの危険性⁹⁾が高いといわれている。現に、従来鋼の HAZ 最高硬さは Hv360~440 (後述の図15に示す) と高く、割れ防止のため75°C以上の予熱を必要としている。このように予熱温度を50°C以下に低下させるには HAZ 硬さを Hv350以下にする必要があるといえる。

3.2 HAZ 硬さ決定要因

前節で述べた従来鋼での HAZ 硬さを上昇させる因子として、母材の焼入れ性向上のために添加されている C 及び B (ボロン) が重要であると考えられる。表 2 に従来鋼の代表的成分例を示すが、より焼入れ性を増すために Ni, Cr, Mo 等の添加元素が適正量添加されている他に、C, B がそれぞれ0.12%, 0.0013%添加されていることも無視できない。

マルテンサイトの硬さは C 量に影響することが知られている。ここで、C 量の異なる現用 HT590~HT780鋼の HAZ 最高硬さに及ぼす C 量の影響について調査した結果を図 3 に示す。C 量の増加に伴わない HAZ 硬さも高くなっている。すなわち、Hv350以下の HAZ 硬さを確保するには C 量を0.07%以下にする必要があることがわかる。

次に、B の影響であるが、0.13%C の Si-Mn 系 (Ceq=0.42%, Pcm=0.23%) の HT490鋼 (TS \geq 490N/mm²級高張力鋼) に、B 量を0~12ppm 添加し、HAZ の最高硬さと y 型拘束割れ試験法にて調査した結果を図 4 に示す。B 量の増加に伴い HAZ 硬さ及び割れ停止予熱温度も上昇し、B=4ppm 程度でも HAZ 硬さが著しく上昇することがわかる。また、B の HAZ 硬化性について、百合岡⁹⁾、矢野⁹⁾も同様に微量 B が硬さに影響することを明らかにしている。

更に低 C 系をベースにした場合、微量 B による HAZ 硬さへの影響について調査した。供試材は炭素当量の異なった 3 種類の0.05% C 鋼に、B を0~9ppm と変化させ、HAZ の最高硬さ試験により調査した。

図 5 に、低 C 系 (0.05%) の HAZ 硬さに及ぼす B 量と炭素当量 (Ceq) の影響について示す。炭素当量が高いほど HAZ 硬さレベルは高いが、いずれの Ceq 材も、B を添加することにより HAZ 硬さが高くなり低 C 系においても B が HAZ 硬さに大きく影響することがわかる。これより、HT780鋼の強度及び HAZ 靱性向上のためには Ni, Cr, Mo の適量添加が必要であり、炭素当量も0.49%前後になることが予想され、HAZ 硬さを Hv350以下とするには、低 C 系に

表 2 従来型 HT780鋼の化学成分例 (mass %)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B
0.12	0.24	0.88	0.004	0.001	0.17	0.98	0.48	0.40	0.04	0.0013

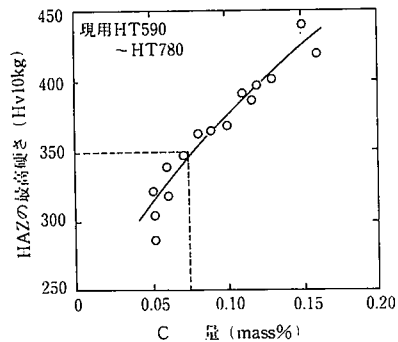


図 3 HAZ最高硬さに及ぼす鋼中C量の影響

おいても B フリー (3ppm 以下) にすることが不可欠である。

3.3 母材の強靱化

前節の検討結果から、HAZ 硬さ低下のため低 C-B フリーを基本とした場合、HT780級の強度確保の問題が生じる。そこで、Cu の析出強化に着目した。Cu はオーステナイト化温度で容易に固溶し、その後の焼戻し処理で微細に析出し鋼材を効果的に強化する。Cu 析出強化鋼 (以下 Cu 鋼) の研究は、古くから行なわれているが、代表的なのは米国の INCO 社によって開発された A710鋼^{5,6)}で、強度レベルは HT590N/mm²級鋼に留まっているが、耐溶接割れ性が良好であることが知られている。一方、富田ら⁷⁾は、YP490N/mm²級鋼の強度と HAZ 靱性に対する各種合金元素の影響を調査し、溶接入熱 4.0~10.0kJ/mm の広い範囲で Cu は溶接 HAZ 靱性を低下させることなく高強度化に有効な元素であることを明らかにし、また、Gordine⁸⁾は、CTS 溶接低温割れ試験でラインパイプ材の 1%Cu 系と Cu フリー系を比較して 1%Cu 系の方が耐溶接割れ性に優れていることを明らかにしている。

このように、Cu は焼入れ性を上げないで、焼戻し処理による析出強化により強度向上に寄与し、更に溶接 HAZ 靱性及び耐低温割れ性も低下させない有効な元素であるといえる。

そこで、HT780級の強度を得るため、0.05%C-1.0%Ni-B フリー系に Cu を 0~1.5% と変化させ DQT 後の Cu による強度上昇効果、及び Cu 鋼の焼戻し温度依存性について Nb-V 同時添加の効果进行调查した。また、母材の強度、靱性を得る製造技術確立のため、析出

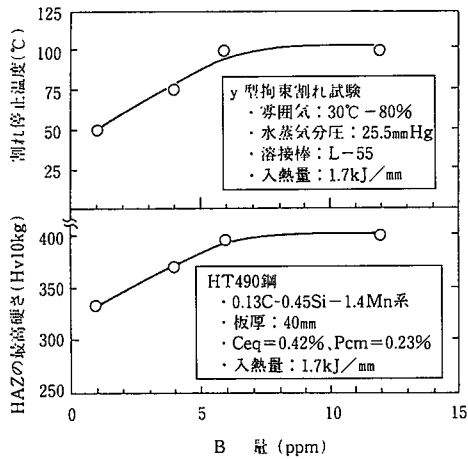


図 4 HAZ最高硬さとy型拘束割れ試験の割れ停止予熱温度に及ぼす鋼中B量の影響

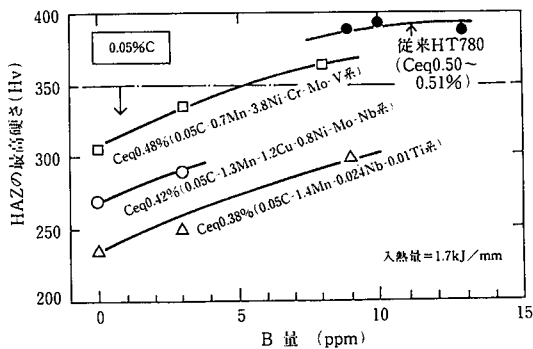


図 5 0.05%C鋼のHAZ最高硬さに及ぼす鋼中B量と炭素当量(Ceq)の影響

強化作用と細粒化作用を最大限活用することを狙いとして、0.05%C-1.0%Ni-B フリー系鋼について TMCP 技術、すなわち、制御圧延-DQT プロセスの効果を再加熱焼入れ焼戻しプロセス (以下 RQT と記す) と比較して調査した。

図 6 には 0.05%C-1.0%Ni-B フリー系鋼の DQ 後 550°C 焼戻し処理における強度に及ぼす Cu 添加量の影響について調査したものであるが、Cu を 1% 添加することにより約 100N/mm²程度の強度の向上がある。更に 1.5%Cu 添加では強度上昇代は小さい。一方、HT780 での靱性確保のため、焼戻し温度を 550°C 超とすることが望ましい。図 7 は Cu 鋼の強度に及ぼす焼戻し温度依存性について調査したものであるが、Cu の単独添加では 550°C 超の焼戻しで強度が著しく低下する。しかし、Cu-Nb-V 複合添加では焼戻し軟化が軽減され、600°C 焼戻しでも強度確保が可能である。このように Nb, V も焼入れ性を上げないで高強度化に有効な元素であるといえる。この Cu 鋼の 600°C 焼戻し材の透過電子顕微鏡薄膜観察の一例を写真 1 に示すが、100Å 以下の極めて微細な ε-Cu が観察される。

次に、靱性確保についてであるが、図 8 に、Cu 鋼の強度と靱性に及ぼすプロセス条件の影響を示す。TMCP の DQT が RQT に比べ強度-靱性バランスが優れている。すなわち、DQT は RQT よりも高強度が得られ、且つ高靱性が確保できる。本鋼の焼入れ組織は上部ベイナイトが生成するため、靱性の向上にはオーステナイト粒 (以下 γ 粒と記す) の細粒化が必要である。図 9 及び写真 2 に示すように RQT では γ 粒の細粒化に限界があるが、DQT では制御圧延により γ 粒の超細粒化が達成される。このように、本鋼は制御圧延-DQT によって析出強化と細粒化が効果的に行なわれ、十分な強度と靱性が得られる。

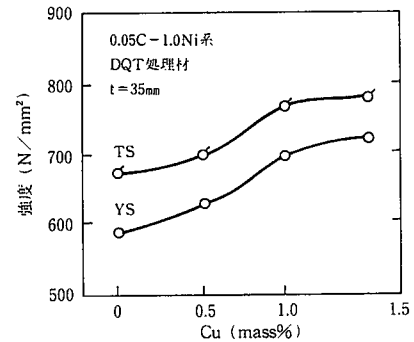


図 6 0.05%C-1.0%Ni系鋼の焼戻し後の強度に及ぼすCu添加量の影響

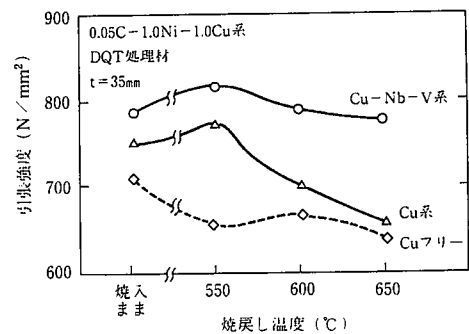


図 7 0.05%C-1.0%Ni-Cu系鋼の強度に及ぼす焼戻し温度の影響

3.4 溶接部靱性に及ぼす Ni 及び低 C 化の効果

本鋼の焼入れ性は前節で示したように低く制御されている。このため HAZ の組織も上部ベイナイトとなりやすい。一方、Ni は HAZ 靱性に寄与することが知られている。そこで、低 C-B フリー-Cu 系鋼の HAZ 靱性に及ぼす Ni 量の影響について再現熱サイクル試験により調査した結果を図10に示す。Ni 量の増加と共に HAZ 靱性が向上する。これは下部ベイナイトが増加するためであり、HAZ 靱性確保には0.7%以上の Ni 添加が必要である。

更に、多層溶接を考慮し、単サイクルに加え二重サイクルの影響について調査した結果を図11に示す。本鋼及び従来鋼共に二重サイクル温度800°Cでは、単サイクルに比べ HAZ 靱性が低下する傾向にあるが、1000°Cになると本鋼の靱性は向上するが、従来鋼は靱性が低下する。この1000°Cでの組織は、本鋼及び従来鋼ともに上部ベ

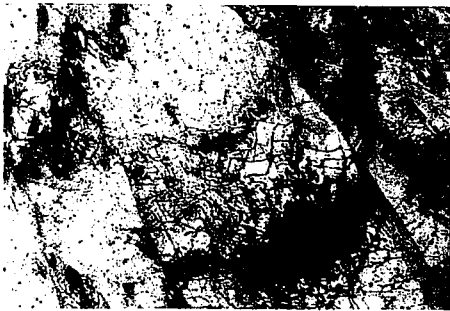


写真 1 0.05%C-1.0%Ni-Cu-Nb-V鋼の600°C 焼戻し材の透過電子顕微鏡薄膜観察

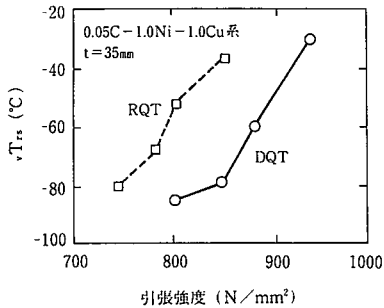
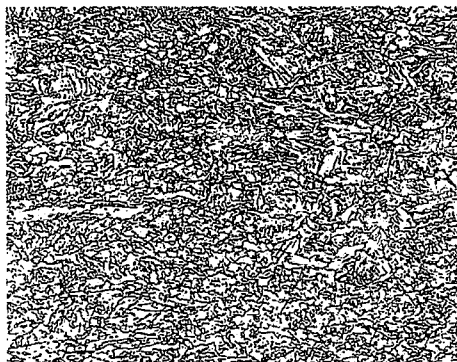


図 8 0.05%C-1.0%Ni-1.0%Cu系鋼の強度と靱性に及ぼすプロセス条件の影響



RQ処理材



DQ処理材

写真 2 0.05%C-1.0%Ni-1.0%Cu鋼のDQ処理およびRQ処理材のマイクロ組織

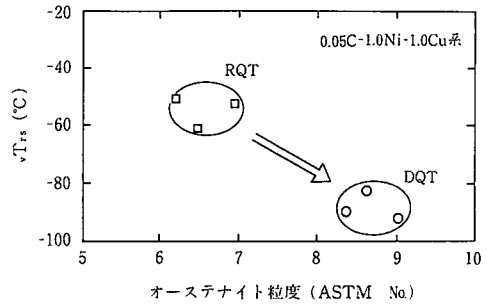


図 9 0.05%Ni-1.0%Cu系鋼の靱性とオーステナイト粒度に及ぼすプロセス条件の影響

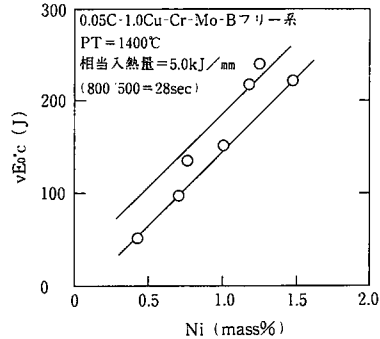


図 10 HAZ靱性に及ぼすNi量の影響

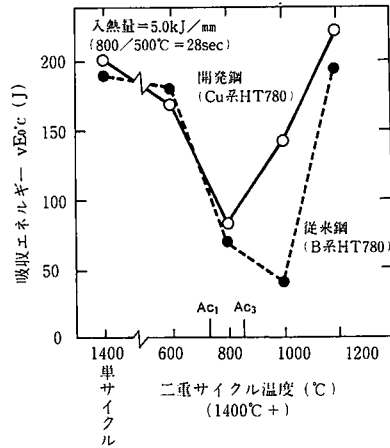
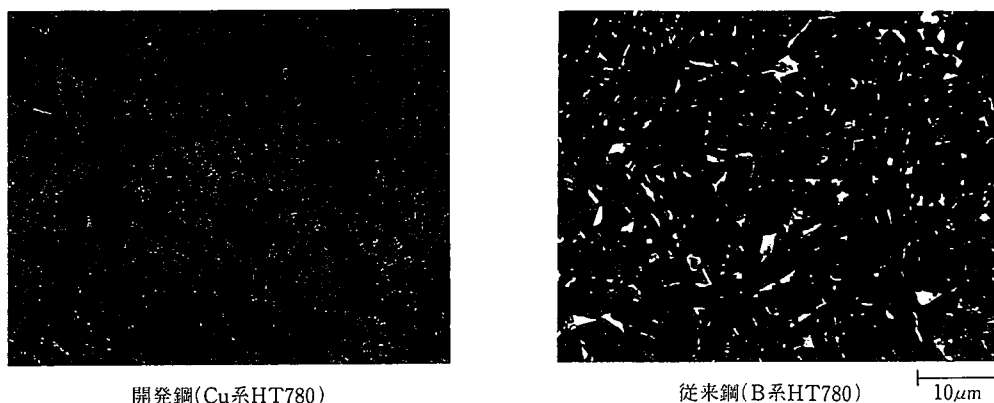


図 11 HAZ靱性に及ぼす二重サイクルの影響



開発鋼(Cu系HT780)

従来鋼(B系HT780)

10 μ m

写真3 HT780鋼の再現HAZ部二重サイクル(1400℃+1000℃)の島状マルテンサイト現出組織(レベラー試薬腐食による)

ナイトであるが、写真3に示すように、上部ベイナイトに生成し靱性を害する島状マルテンサイトが、従来鋼は塊状に生成しているのに対し、本鋼は減少しており、低C化によりHAZ靱性の低下は少ないといえる。また、従来鋼の1000℃における靱性低下は、 A_c3 変態点直上に加熱されても、急熱のため粒界偏析ポロンが減少するため焼入れ性が低下し、上部ベイナイトが生成しやすいことに起因⁹⁾しているものである。

以上に述べた基礎的検討結果より、新HT780鋼の技術思想をまとめると表3のようになる。

4. Cu析出強化型予熱低減HT780鋼の諸特性

前章で述べた検討結果に基づき、鋼板の最適成分、製造プロセスを決定し、工場での実生産ラインで板厚38mmの開発鋼を試作し、その諸特性を調査した。

4.1 開発鋼の化学組成と母材性能

表4に開発鋼の化学成分を、表5に制御圧延-DQTプロセスによって製造した鋼板の引張、衝撃試験結果を示す。開発鋼A、B共に低C-Bフリーをベースとした1%Cu-1%Ni系鋼であるが、鋼Bの方

表3 新HT780鋼の技術思想

目標	考え方	達成方法
溶接割れ性の改善	HAZ硬化性の低減 $H_v \leq 350$ 割れ防止予熱温度 $\leq 50^\circ\text{C}$	低C化($\leq 0.07\%$) Bフリー化
強度の確保	析出強化 焼戻し二次硬化の最大限の利用	Cu-Nb-V複合添加 TMCP技術(CR-DQT)
靱性の確保	母材 細粒ベイナイト組織	Nb添加+TMCP
	溶接部 下部ベイナイト組織生成 入熱量 $\leq 5.0\text{kJ/mm}$ 島状マルテンサイトの低減	Ni添加 低C化

表4 開発鋼の化学成分(mass%)

鋼	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ceq ^{*1)}	Pcm ^{*2)}
A	0.05	0.29	1.34	0.005	0.002	1.05	0.94	—	0.47	0.009	0.047	0.43	0.23
B	0.06	0.26	1.34	0.007	0.002	0.97	1.03	0.46	0.31	0.009	0.041	0.49	0.25

*1) $C_{eq} = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$ (%)

*2) $P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$ (%)

が適用板厚の更なる拡大に対応できる。母材の強度、靱性は異方性も小さく目標を十分に満足した良好な結果である。また、開発鋼Bのマイクロ組織を写真4に示すが、微細なベイナイト組織を呈している。

4.2 溶接性

開発鋼のHAZの硬化性及び低温割れ性を調査するため、HAZ最高硬さ試験及び斜めy型拘束割れ試験を行なった。

図12にHAZの最高硬さ試験結果を示す。室温(20℃)で鋼Aが

表5 開発鋼の機械的性質

板厚 (mm)	鋼	方向	引張試験			衝撃試験	
			YS (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	El (%)	T_{70} (°C)	vE_{10} (J)
38	A	L	753	825	26	-68	204
		C	755	825	27	-66	191
	B	L	784	837	25	<-80	208
		C	804	856	25	<-80	187

引張試験片: JIS Z 2201 4号, 衝撃試験片: JIS Z 2202 4号

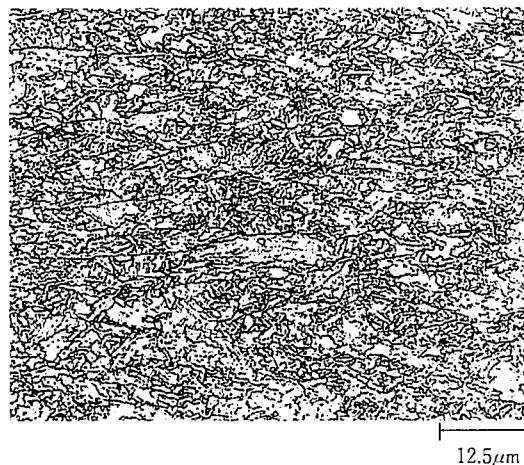


写真4 開発鋼Bのマイクロ組織

12.5 μ m

Hv318, 鋼 B が Hv322 と従来鋼に比べて著しく低い。これは、開発鋼 B の溶接 CCT 図を図13に示すが、従来鋼の溶接 CCT 図(図2 参照)と比較し、20°C/s以上の冷却速度でも、低Cであるためマルテンサイト硬さが低く、ベイナイト組織の出現が短時間側であることからわかる。

図14は斜め y 型拘束割れ試験結果を示す。HT780級溶接棒(E1106-G, L-80EL)を用い、20°C-60%の溶接雰囲気中で鋼 A, B 共に予熱温度50°Cでは割れは発生しない。また、20°Cでの割れは溶接金属部であり、HAZ での割れ防止のための予熱温度は20°C以下と推察される。この結果を従来鋼と比較し、割れ停止予熱温度と HAZ 硬さとの関係を図15に示す。開発鋼の HAZ 硬さは Hv350以下が得られ、その結果、割れ停止予熱温度50°C以下が達成された。この開発鋼の低温割れ感受性については、更に実験を加え、従来より用いられた溶接割れ感受性指標の P_{cm} 及び CEN で評価した場合について次章で述べる。

4.3 HAZ 軟化性

溶接継手 HAZ の軟化性について調査するため、サブマージドアー

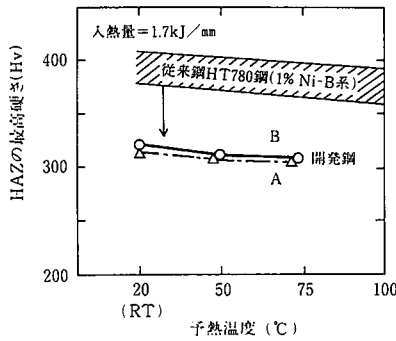


図 12 開発鋼のHAZ最高硬さ試験結果

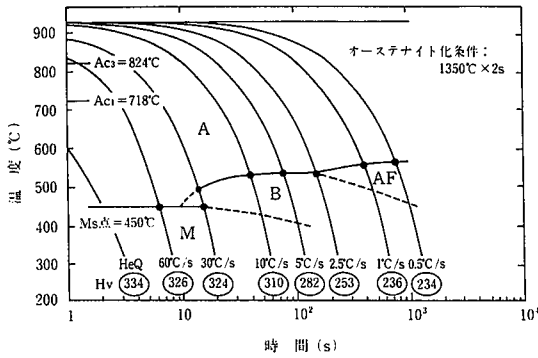


図 13 開発鋼Bの溶接CCT線図

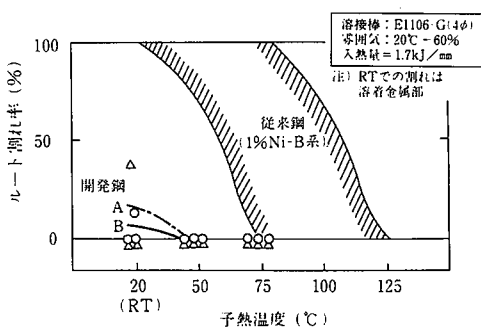


図 14 開発鋼の y 型拘束割れ試験結果

クによるビートオンプレート溶接を行ない、表面下 1 mm 部の硬さ分布を測定した。その結果を図16に示す。開発鋼 B は従来鋼と比較して特徴的なのは HAZ 最高硬さの低下の他に、HAZ 軟化部の硬さが上昇しており HAZ 軟化が小さいことである。

4.4 加工性 (線状加熱特性)

実施工では形状矯正のため線状加熱が行なわれ、その際の材質変化が問題となる。開発鋼 B の線状加熱材の引張試験結果を図17に、衝撃試験結果を図18にそれぞれ従来鋼と比較して示す。開発鋼の場合、最高加熱温度880°Cまで冷却方法が水冷及び空冷でも十分高い強

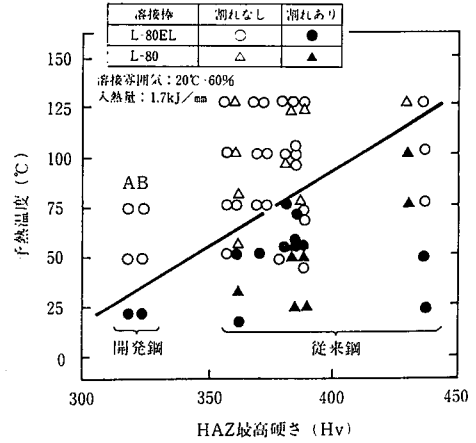


図 15 HT780鋼のy型拘束割れ試験の割れ停止予熱温度と HAZ最高硬さの関係

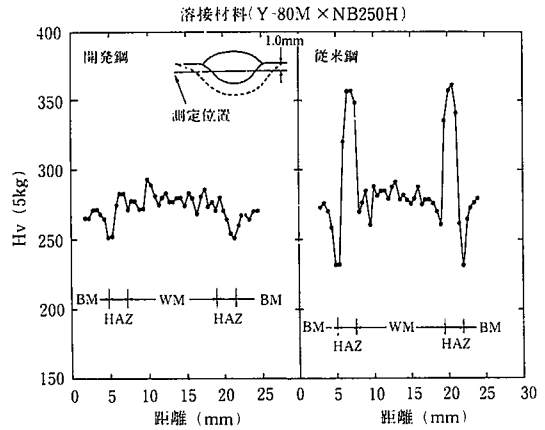


図 16 サブマージドアークビードオンプレート溶接による表面下1mm部の硬さ分布

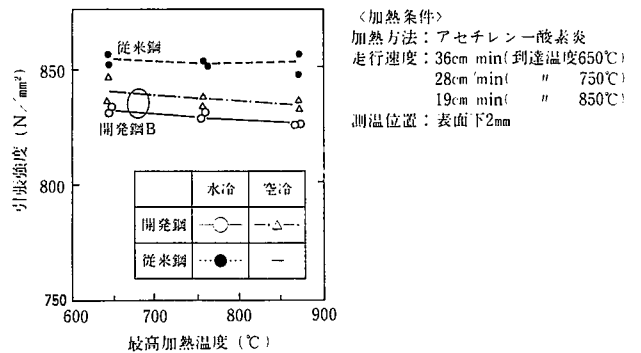


図 17 線状加熱材の引張試験結果

度及び靱性が得られる。それに対し、従来鋼の場合、水冷では靱性が低下する。これは最高加熱温度が A_c3 変態温度に近づくにつれ、加熱部は水冷により焼きが入りマルテンサイト組織となつて硬化するためと考えられる。

4.5 溶接高温割れ性

開発鋼は Cu 添加されていることから、溶接部の高温割れ性について調査した。高温割れ試験体形状を図19に示すが、V 溝を用いた試験法¹⁰⁾である。溶接条件は1パスのサブマージドアーク溶接（以下 SAW と記す）により入熱量1.94~5.28kJ/mm と変化させた。表6に開発鋼 B の V 溝高温割れ試験結果を示す。いずれの溶接条件においても割れは検出されず良好な結果である。

4.6 溶接継手性能

開発鋼について溶接継手性能を評価した。SAW 継手の溶接条件を表7に示す。開発鋼に用いられる溶接材料は、特に成分調整はしておらず従来の溶接材料を使用している。開先形状は、突合せ継手及び角継手とし、共に HT780級の溶接材料（以下等質と記す）を使用

した。なお、実施工上、角継手溶接の場合、溶接金属の低温割れ防止の観点より HT590級の溶接材料（軟質）を用いる場合がある。入熱は突合せ継手は4.55kJ/mm、角継手は4.85kJ/mm である。開発鋼 B の継手引張試験結果を表8に示すが、長ゲージの引張強度も規格値780N/mm²以上を十分に満足し良好な結果である。また、衝撃試験結果を図20, 21に示すが、突合せ継手の場合、目標 $vE_{40c} \geq 47J$ を満足し、従来鋼（表2組成鋼）と比較しても同等又はそれ以上の良好な結果となっている。また、角継手の場合も、レ型開先の垂直側で、且つ板厚方向（Z方向）に切欠加工を付与されているが、十分に高い継手靱性が得られている。

4.7 溶接部の破壊性能

溶接構造物としての安全性評価のための破壊性能を調査した。図22は実際の溶接部の破壊靱性を検討するために行なった表面切欠付き角変形引張試験片の試験片形状を示す。試験片に大きな角変形と大きな表面切欠が付与されており、表面切欠の先端は溶接ポンド

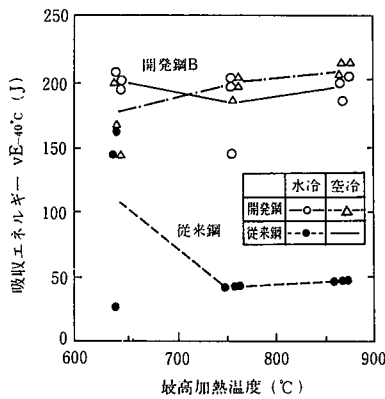


図 18 線状加熱材の衝撃試験結果

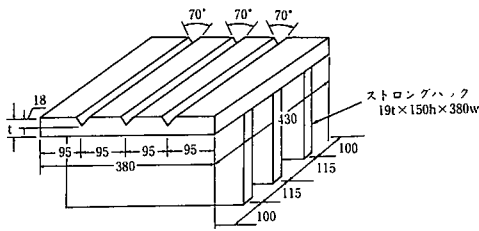


図 19 高温割れ試験体形状(mm)

表 6 開発鋼 B の高温割れ試験結果

No	電流 (A)	電圧 (V)	速度 (cm/min)	入熱 (kJ/mm)	割れ率 (%)
1	600	27	30	3.24	0
2	700	30	30	4.20	0
3	800	33	30	5.28	0
4	600	27	40	2.43	0
5	700	30	40	3.15	0
6	800	33	40	3.96	0
7	600	27	50	1.94	0
8	700	30	50	2.52	0
9	800	33	50	3.17	0

溶接材料：F11A10-EG-M3(Y-80M×NB-250H)
予熱温度100°C
溶接終了後48hr 経過後、X線透過試験により割れ率測定
割れ率=(割れ合計長さ/溶接ビード長さ)×100(%)

表 8 SAW 突合せ継手の引張試験結果

試験方法	降伏強度 (N/mm ²)	引張強度 (N/mm ²)	伸び (%)	破断位置	試験片形状
長ゲージ	750	823	19	HAZ	JIS Z2201 1A号
	755	825	16	HAZ	
短ゲージ	—	827	—	HAZ	JIS Z3121 1号
	—	829	—	HAZ	
溶着金属	706	886	22	—	JIS Z3111 (12.5mmφ)

表 7 SAW溶接継手の溶接条件

板厚 (mm)	溶接方法	開先形状	溶接材料	予熱 パス間温度 (°C)	溶接条件			
					電流 (A)	電流 (V)	速度 (cm/min)	入熱量 (kJ/mm)
38	突合せ継手 SAW (等質)	70° FP 14 —4 20 70° BP	Y-80M × NB250H	予熱：50°C パス間： ≤150°C	650	35	30	4.55
38	角継手 SAW (等質)	60° 12 38t	Y-80M × NB250H	予熱：50°C パス間： ≤150°C	タンデム L：650 T：600	29 36	50 50	4.85

部に位置するように加工されている。溶接条件は表7の突合せ継手と同じである。図23に表面切欠付き角変形引張試験結果を示す。ここで橋梁用を想定し、溶接継手部の必要 Kc 値を土木学会・本州四国連絡橋上部構造研究小委員会・鋼材分科会¹⁾の検討結果を基に計算す

ると表9のごとく求まり、最低使用温度 -10°C の場合は $146\text{MN}/\text{m}^{1.5}$ となり ($472\text{kgf}/\text{mm}^{1.5}$)、使用温度 0°C の場合(地震荷重を考慮)は $174\text{MN}/\text{m}^{1.5}$ ($561\text{kgf}/\text{mm}^{1.5}$)となる。これに対し開発鋼は十分に高い値が得られ、また、従来鋼と同等又はそれ以上の良好な結果となっている。

4.8 疲労特性

母材及び溶接部の疲労特性を調査した。疲労試験片の形状を母材及び溶接部についてそれぞれ図24, 25に示す。母材試験片は表面状態が黒皮まま及び機械仕上げ、また、溶接部試験片は十字隅肉継手の溶接まま(止端部無削除)とし、片振引張疲労試験を行なった。溶接条件を表10に示す。母材の疲労試験結果を図26に示すが、JSSC

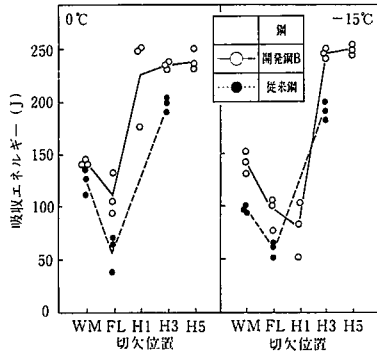


図 20 SAW突合わせ継手の衝撃試験結果

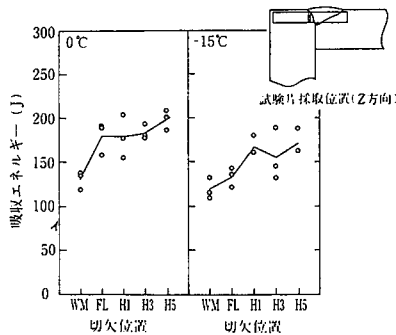


図 21 開発鋼BのSAW角継手の衝撃試験結果

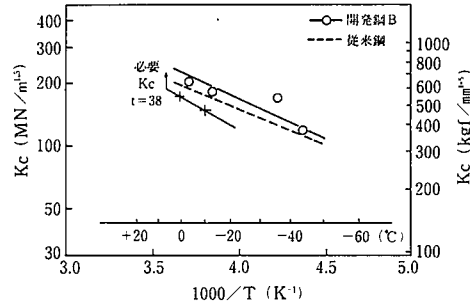


図 23 表面切欠付き角変形引張試験結果

表 9 HT780鋼の溶接継手部に要求される必要 Kc 値

温度 (°C)	板厚 (mm)	降伏応力 (N/mm ²)	作用応力 (N/mm ²)	切欠深さ (mm)	切欠半長 (mm)	必要 Kc (MN/m ^{1.5})
0	38	686	676	8	40	174
-10	38	686	500	8	40	146

必要 kc 値(total)は $Kc + K_{RS}$,
ここで K_{RS} は残留応力 $62\text{MN}/\text{m}^{1.5}$ と仮定

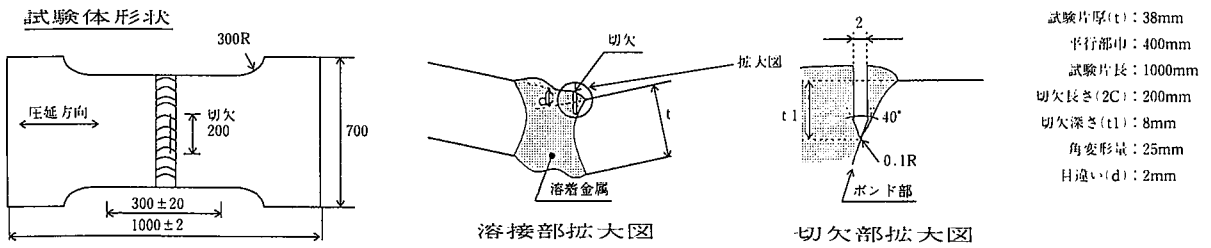


図22 表面切欠付き角変形引張試験片の試験片形状

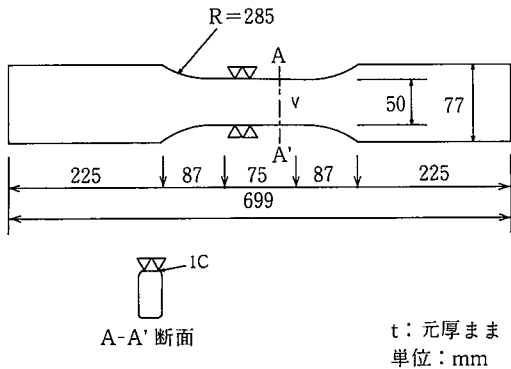


図 24 母材疲労試験片の形状・寸法

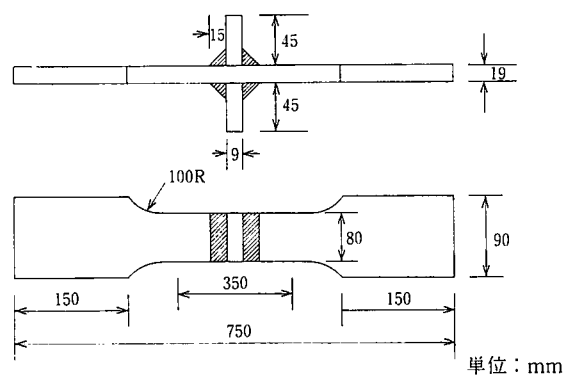


図 25 十字隅肉継手試験片の形状・寸法

設計線図と比較しても十分に高い特性が得られている。また、溶接部の疲労試験結果を図27に示すが、開発鋼 B は JSSC 設計線図を満足し、更に従来鋼¹¹⁾に対し見劣りしない特性である。

5. Cu 鋼の溶接割れ感受性

前章において、Cu 析出強化型の開発鋼は優れた耐低温割れ性を有することがわかった。この開発鋼の低温割れ感受性について更に検討を加え、従来より用いられている溶接割れ感受性指標の Pcm 及び CEN で評価した。試験に用いた供試材を表11に示すが、工場試作の開発鋼 A, B に加え鋼 C はボロン (B) が添加された従来鋼、及び鋼 D は Cu の低温割れ性を調査するため 0.5%Cu を添加した鋼である。いずれの板厚も 38mm である。溶接棒は強度レベルが母材と同じ溶接棒 (E11016-G, L80EL) と、より水素量の高い溶接棒 (E7016-G, L55SN) も用いた。ガスクロ法にてこれら 2 種の水素量を測定

表10 十字隅肉継手の溶接条件

溶接法	溶接材料	予熱温度 (°C)	溶接条件			
			電流 (A)	電圧 (V)	速度 (cm/min)	入熱 (kJ/mm)
CO ₂	YM-80C	50	300	30	30	1.8

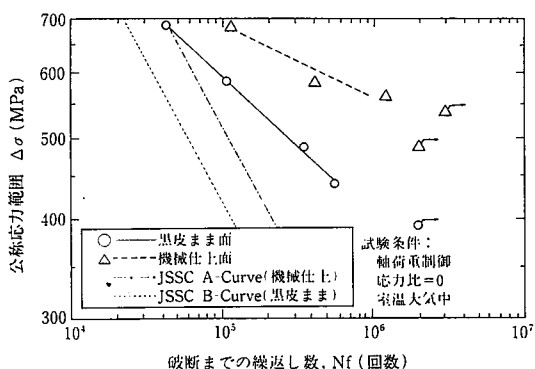


図 26 開発鋼Bの母材疲労特性とJSSC設計線図との比較

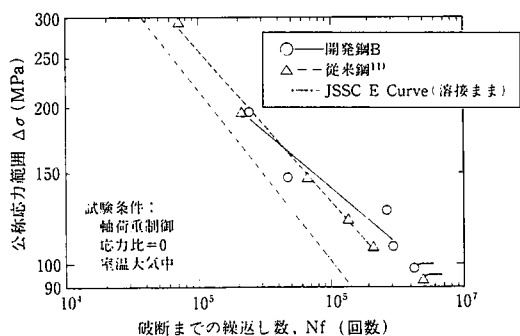


図 27 開発鋼Bの溶接継手疲労特性と従来鋼継手及びJSSC設計線図との比較

したところ、E7016-G は 5ml/100g, E11016-G では 2.2ml であった。割れ観察結果と割れ停止予熱温度を表12に示す。特に、開発鋼 A, B は E11016-G, E7016-G 溶接棒のどちらの場合でも 50°C 予熱で割れが防止できる。従来鋼 C は 50°C 予熱では割れが発生した。また、鋼 B と鋼 D を比較すると、水素量の高い E7016-G 棒で鋼 D は 75°C 予熱でないで割れが防止できない。Cu 量を半分にした鋼 D の方が予熱温度が高くなった理由として前述の微量ボロンが効いていること、及び Cu を 0.5% 以上添加した場合の割れ感受性に与える影響が減少してくる等が考えられる。この点については、割れ感受性評価用の炭素当量中の Cu の係数の妥当性という問題におきかえることができる。すなわち、1%Cu の範囲において炭素当量中の Cu の項を線形と見なせるかどうかという問題である。

そこで、今回のデータを 2 種の代表的な溶接割れ感受性指標である Pcm¹²⁾, CEN¹³⁾ で整理してみた。Pcm, CEN は共に鋼材組成を用いて以下のように表される。Pcm は C の影響度を重視した式、CEN は C 量に応じて合金元素の影響度が変化する式となっている。

$$P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \dots\dots\dots (1)$$

$$CEN = C + A(C) \{ Si/24 + Mn/6 + Cu/15 + Ni/20 + (Cr + Mo + Nb + V)/5 + 5B \} \dots\dots\dots (2)$$

$$A(C) = 0.75 + 0.25 \tanh \{ 20(C - 0.12) \}$$

図28は、Pcm で今回の高水素量の E7016-G 棒を用いたときのデータを整理したものである。図中には、従来鋼 (非 Cu 鋼) と Pcm の関係を明確にするため、高 Pcm 側の従来 HT780 鋼データ¹⁴⁾ も一部示している。従来鋼と Pcm は相関が良くほぼ直線上にあり、割れ感受性指数としての Pcm の妥当性を確認する形になっている。しかし、Cu 析出型の開発鋼はこの直線上ではなく、低予熱側にシフトしてい

表12 y型拘束割れ試験結果(割れ率, %)

鋼	溶接棒	予熱温度(°C)						割れ停止予熱温度(°C)
		20	50	75	100	125	150	
A	E11016-G	0	0	0				20
	E7016-G	0.1*	0	0				50
B	E11016-G	0.2*	0	0				50
	E7016-G	0.7+	0	0				50
C	E7016-G			0.8	0.1	0	0	125
	E11016-G	0	0	0				20
D	E7016-G	0.7*	0.5	0				75

*:溶接金属割れ +溶接金属割れと HAZ 割れ

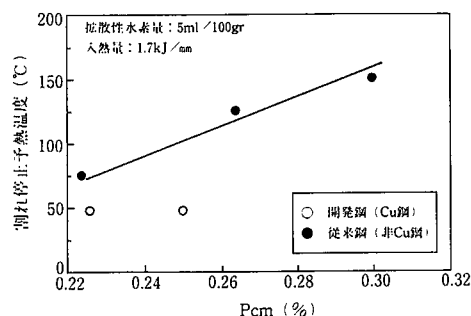


図 28 y型拘束割れ試験の割れ停止予熱温度とPcmの関係

表11 供試材の化学成分 (mass %)

鋼	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	B	Pcm	CEN
A	0.045	0.29	1.34	0.005	0.002	1.05	0.94	-	0.47	0.009	0.047	0.0001	0.226	0.285
B	0.06	0.26	1.34	0.007	0.002	0.97	1.03	0.46	0.31	0.009	0.041	0.0001	0.249	0.339
C	0.128	0.26	0.80	0.007	0.004	0.21	0.86	0.52	0.49	-	0.039	0.0018	0.264	0.453
D	0.06	0.25	1.36	0.008	0.001	0.52	1.01	0.46	0.31	0.011	0.040	0.0004	0.229	0.325

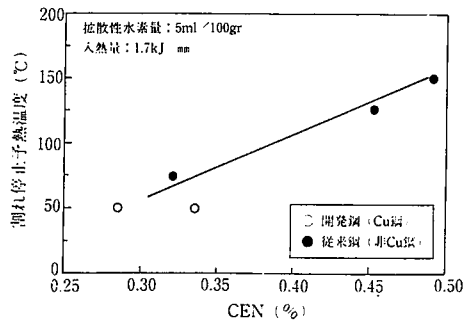


図 29 y型拘束割れ試験の割れ停止予熱温度とCENの関係

ることがわかる。鋼 A は予熱無しでは溶接金属割れが生じたため割れ停止予熱温度が50°Cになっているが、鋼材そのものの感受性としては予熱無しで割れが防止できるかも知れない。いずれにせよ、図 28から確実にいえることは、開発鋼は従来鋼の P_{cm} の関係線上にはないということである。図29は同様に CEN と割れ停止予熱温度の関係を示しているが、 P_{cm} よりも開発鋼と従来鋼との差が小さくなるものと同様な傾向が見られる。

6. 結 言

HT780鋼の予熱作業での環境改善に対処するため、従来鋼の焼入性強化概念から脱却した強化思想により、予熱温度を低減可能な新HT780鋼を開発した。以下に新HT780鋼の特徴をまとめる。

- (1) HAZ 硬さ低減のために必要な低 C-B フリーを基本に、母材強度確保のための Cu-Nb-V の複合析出強化を行ない、広い焼戻し温度範囲で高強度が得られる成分系を選定した。この成分系に DQT プロセスを適用することにより効率的な析出強化と細粒化により強度・靱性が十分確保される。
- (2) HAZ 最高硬さは従来鋼より著しく低く、予熱温度50°Cでも割れの発生がなく、耐低温割れ性に優れる。また、開発鋼は従来の溶接割れ感受性組成 P_{cm} 、CEN の関係線上より低予熱側にある。

- (3) 開発鋼は線状加熱特性にも優れ、従来鋼では不可能な水冷が適用できる。
- (4) 開発鋼の溶接継手の強度、靱性は目標値を十分満足した良好な結果である。また、大型試験による溶接継手の破壊靱性も、従来鋼と同等以上の優れた性能を有する。
- (5) 開発鋼の疲労特性は母材及び溶接継手共に JSSC 設計線図を満足し、従来鋼に対しそん色のない特性である。

以上、述べたように、本開発鋼は優れた溶接性を有するため、橋梁、ペンストック、建築及び压力容器などの分野への展開が期待される。

謝 辞

本開発鋼は明石海峡大橋の補剛桁用に適用された。その実用化にあたり、本州四国連絡橋公団はじめ、三菱重工(株)広島製作所、(株)横河ブリッジ大阪工場、川田工業(株)四国工場、(株)宮地鐵工所千葉工場の関係者に御助言、御指導をいただき深く感謝いたします。

参 照 文 献

- 1) 土木学会・本州四国連絡橋鋼上部構造研究小委員会・鋼材分科会：本州四国連絡橋上部構造に関する調査研究報告書、別冊4(1973-3)
- 2) 鈴木春義：西山記念講座、150(1980)
- 3) Yurioka, N. et al. : Metal Constr. (4), 217(1987)
- 4) 矢野清之助 ほか：圧力技術、28(3)、22-30(1990)
- 5) U. S. Patent 3692514. 1972 September 19
- 6) Jesseman, R. J. et al. : ASME. HSLA Steels Techno. & Appli. 655p(1983-Oct)
- 7) Tomita, Y. et al. : OMAE. 2, 381(1986)
- 8) Gordine, J. : Welding Journal. 6, 179(1977)
- 9) Yamaba, R. et al. : IIW Doc. IX, 1422(1986)
- 10) 原沢秀明 ほか：JSSC. 10(103), 31(1974-7)
- 11) 日本造船研究協会第202研究部会. (395) (1991-3)
- 12) 伊藤慶典 ほか：溶接学会誌. 38(10), 1134(1969)
- 13) Yurioka, N. et al. : Welding Journal. 62(6), 147(1983)
- 14) 山場良太 ほか：日本建築学会 学術講演集 C. No. 21501, 1155(1993)