

耐サワー性、溶接性の優れた高張力鋼板の開発

High-Strength Steel Plates with Superior Weldability and Sour Resistance

渡部 義之^{*⁽¹⁾} 吉田 譲^{*⁽¹⁾} 為広 博^{*⁽²⁾} 船戸 和夫^{*⁽³⁾}
 Yoshiyuki WATANABE Yuzuru YOSHIDA Hiroshi TAMEHIRO Kazuo FUNATO

西岡 潔^{*⁽⁴⁾} 岡村 義弘^{*⁽⁵⁾} 矢野 清之助^{*⁽⁶⁾}
 Kiyoshi NISHIOKA Yoshihiro OKAMURA Seinosuke YANO

抄 録

溶接性と耐サワー性の優れた高張力鋼板を開発した。まず、鋼の溶接性と硫化物応力腐食割れ性の両者を改善するために HAZ 硬化性の低減方法を検討した結果、C 量を 0.06% 以下に低減し、B を可能な限り排する必要があることを明らかにした。次いで、このような低焼入性成分で上記特性を損なうことなく高強度、高靱性を確保するため、TMCP 条件の最適化による組織の微細化及び Nb や V の析出硬化の活用を検討した。研究結果に基づいて実機製造した高張力鋼板は優れた溶接性と耐サワー性を示し、溶接構造物の溶接時の予熱の大幅な軽減、サワー環境下で使用される構造部材の信頼性向上などが期待できる。

Abstract

High-strength steel plates with superior weldability and sour resistance have been developed. Study was first made on the method for reducing the hardenability in the heat-affected zone to enhance both weldability and hydrogen sulfide stress corrosion cracking resistance of steel. This study revealed that it is necessary to reduce the carbon content to less than 0.06% and to eliminate boron as much as possible. Study was then made on the refinement of steel structure through the optimization of TMCP conditions and on the utilization of precipitation hardening of Nb and V to develop high strength and high toughness without impairing the above-mentioned properties achieved by reducing the carbon and boron contents. The high-strength steel plates produced commercially based on the results of the studies exhibit excellent weldability and sour resistance. It is expected that these plates sharply reduce the preheating workload at the time of welding and enhance the reliability of structural members to be used in a sour environment.

1. 緒 言

現在、最も広く使用されている一般構造用低合金高張力鋼は、引張強さで 490~780N/mm² 級の鋼である。そのなかでも 490~590N/mm² 級鋼は SM490, 570, SPV350, 450 などとして JIS 化され、橋梁、水圧鉄管、建築、産業機械、各種のタンクなどに幅広く使用されている。

最近では、溶接構造物の安全性、信頼性に対する要求が極めて強くなり、引張強さ 490~590N/mm² 級高張力鋼の破壊靱性や応力腐食割れの問題がクローズアップされてきた。特に、LPG などの貯蔵用タンクや石油・天然ガス輸送用ラインパイプでは、湿潤な硫化水素 (H₂S) を含む腐食環境下、いわゆるサワー環境下での水素誘起割れ (Hydrogen-Induced Cracking: HIC) や硫化物応力腐食割れ (Sulfide Stress Cracking: SSC) が大きな問題となっている。そのため、溶接性はもとより、耐サワー性の優れた高張力鋼に対するニーズは

ますます大きくなってきている。

高張力鋼の溶接性は、加工熱処理 (Thermo-mechanical Control Process: TMCP) 技術の発達とそれに伴うマイクロアロイの有効利用によって大幅な改善がなされてきた^{1,2)}。鋼の溶接性は炭素当量 (Ceq) や溶接割れ感受性組成 (P_{CM})³⁾ などでも示されるが、これらの指標は溶接熱影響部 (Heat-Affected Zone: HAZ) の硬さと強い相関を有し、一般に溶接性は HAZ 硬化性の低い鋼ほど良好である。

一方、鋼の SSC 感受性は、化学成分、硬さ、マイクロ組織などに支配されるが、そのなかでも硬さの影響が大きく、NACE では SSC 防止のため硬さを 22RC (248HV 相当) 以下に抑制することを推奨している⁴⁾。しかしながら、このような硬さ規制を満足させても、溶接軟化部で微小な非金属介在物などを起因として SSC の一形態である SOHIC (Stress Oriented Hydrogen-Induced Cracking) が発生することが知られており^{5,6)}、SSC を抑えるには溶接 HAZ の軟化を防止することも必要である。この他、鋼の SSC 感受性に及ぼす要因に

*⁽¹⁾ 技術開発本部 君津技術研究所 主任研究員

*⁽²⁾ 技術開発本部 君津技術研究所 主幹研究員 工博

*⁽³⁾ 君津製鐵所 品質管理部 室長

*⁽⁴⁾ 君津製鐵所 熱延部 室長

*⁽⁵⁾ 技術開発本部 名古屋技術研究所 主任研究員

*⁽⁶⁾ 日本鑄鍛鋼(株) 技術開発部 部長研究員 工博
(元技術開発本部 八幡技術研究所)

については未解明の点も多いが、少なくとも無負荷条件下で発生する HIC 対策は必須であると考えられる。

本論文は、引張強さ 590N/mm²級鋼を前提に、まず溶接性、耐 SSC 性の両観点から重要な HAZ 硬さの低減について検討した。次いでその条件下で、高強度、高靱性を達成するための成分系及び製造法について検討した。更に溶接軟化部を含めた SSC 感受性低減の観点から、望ましい成分系、マイクロ組織について検討を行った。

最後に、これらの検討結果に基づいて実生産ラインで製造した引張強さ 490~590N/mm²級高張力鋼板の諸特性について述べる。

2. HAZ 硬化性低減の検討

これまで、引張強さ 590N/mm²級高張力鋼は、B (ボロン) 添加鋼の焼入-焼戻 (QT) 処理による焼戻マルテンサイト組織の強靱性を利用して強度、靱性を得、低 C 化と合金元素の適正化によって溶接性を改善してきた。

しかし、この種の鋼では、小入熱溶接時に図 1 に示すような著しい HAZ 硬化が見られる。マイクロ組織観察によれば、この硬化部は焼入組織となっており、HAZ 硬化性低減のためには鋼の焼入性を低下させる必要がある。

仮付け部、治具取付け部などの小入熱溶接において、HAZ 硬化性に最も大きな影響を与えるのは C 及び B であると考えられる。図 2、3 は 1.4% Mn-0.2% Cr-0.25% Mo-Nb-Ti 鋼における HAZ 最高

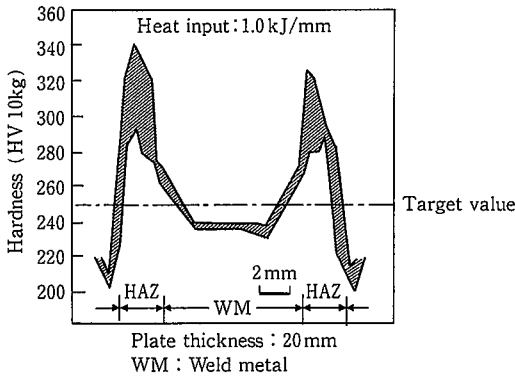


図 1 従来鋼(B添加型)の溶接部における硬さ分布

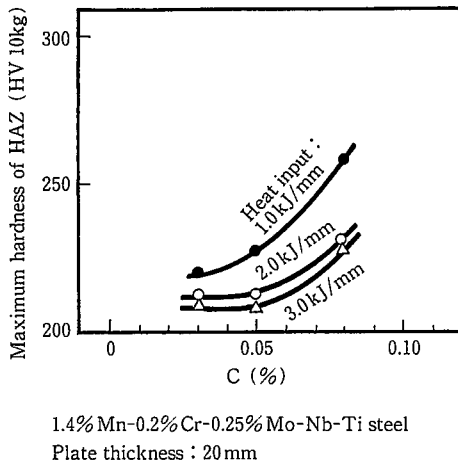


図 2 HAZ 最高硬さに及ぼす C 量の影響

硬さに及ぼす C 及び B 添加量の影響を示すものである。HAZ 最高硬さは C、B 量の増加に伴って上昇するが、この傾向は特に小入熱ほど顕著である。写真 1 は FTE (Fission Track Etching) 法により HAZ における B の偏析状態を示すものである。B 量が 1 ppm では明瞭な粒界偏析が認められないが、2 ppm を超えると粒界偏析が比較的明瞭に認められ、B が焼入性増大に寄与していることがわかる。

従って、一般的な実施工時の溶接において想定される最小入熱 (1.0~1.7kJ/mm) で HAZ 硬さを 248HV 以下に抑えるには、1) B を実質的に添加しないこと、2) 製鋼工程における微量 B 混入の危険性を考慮し C 量を 0.06% 以下にすること、が必要である。

3. 高強度・高靱性化の検討

TMCP 技術の発達は、低 Ceq での高強度化を可能にした。しかし、上述したような B フリー、低 C 化による焼入性の低い成分では、特に厚手材で 590N/mm²級の強度と優れた低温靱性を得ることは困難である。又、多量の合金添加によって高強度化を図ることは溶接性を劣化させることになり、好ましくない。従って、このような鋼において高強度、高靱性を達成するには、TMCP 技術による組織の細粒化及び析出硬化の活用が必須である。

代表的な析出硬化元素としては Nb、V、Cu が挙げられる。Nb、V は炭窒化物を形成することによって、又 Cu はそれ単独で ε-Cu を形成することによって析出硬化現象を示す。Nb は TMCP 鋼においては非常に有用な元素で、圧延中のオーステナイト再結晶抑制効果による結晶粒の微細化にも利用されている。V は Nb ほどの効果はないが、ほぼ同様な効果を持つ。Cu はラインパイプなどですでに実用化されており、1% 以上添加で効果を発揮するが、後述するように

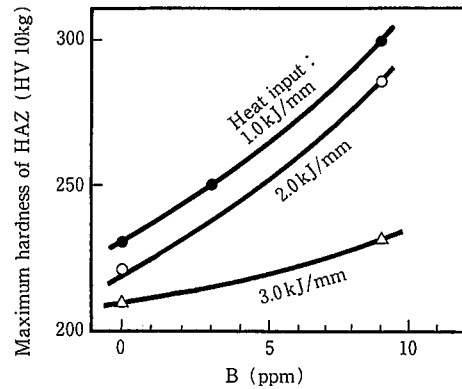


図 3 HAZ 最高硬さに及ぼす B 量の影響

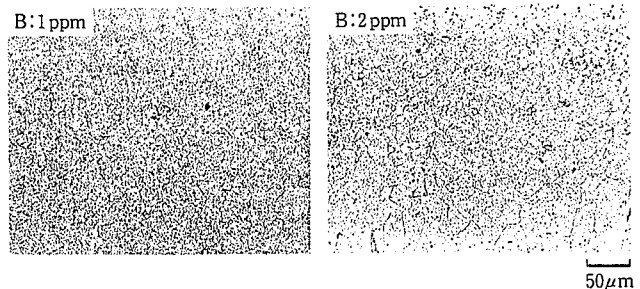
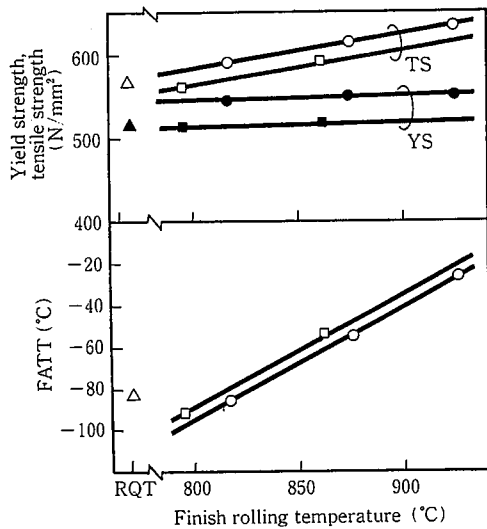


写真 1 FTE法による HAZ における B の偏析状態

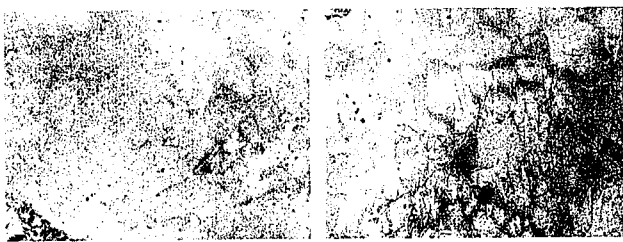
表面腐食が懸念され、SSC 劣化の原因となる可能性がある。そこで、ここでは Nb, V の析出硬化について検討した。

図 4 に、590N/mm²級鋼を前提とした 0.04% C-1.4% Mn-0.15% Mo-0.03% Nb-0.05% V-0.01% Ti 鋼の強度、靱性に及ぼす鋼板製造条件の影響を示す。直接焼入-焼戻(DQT)処理は、通常の焼入-焼戻(RQT)処理に比較し高強度を示す。RQT 処理では、焼入温度が Nb の溶体化温度より低いために、Nb は強度上昇に効かない。これに対し、DQT 処理では Nb は圧延中に若干析出するものの大部分は固溶状態のまま焼入れられ、その後の焼戻過程で微細に分散析出し、強度を著しく上昇させる。写真 2 に DQT 鋼の焼戻処理前後での透過電子顕微鏡像を示す。焼戻処理後には微細な析出物(≦10nm)が無数に見られ、上記推定を裏付けるものであると言える。

又、加熱、圧延条件の影響としては、スラブ再加熱温度が高く、圧延終了温度が高いほど高強度が得られるが、低温靱性は劣化する傾向にある。析出硬化は析出物をフェライト地中に微細分散させたときに最大効果を発揮するので、高温再加熱により析出硬化元素を十分に溶体化した方が大きくなる。しかし、一方で高温再加熱はγ粒の粗大化を招き、靱性を劣化させる。それゆえ、強度-靱性バランス



0.04% C-1.4% Mn-Mo-Nb-V-Ti steel
Plate thickness : 40 mm
Slab reheating temp.
○, ● : 1200°C
□, ■ : 1150°C
図 4 強度、靱性に及ぼす鋼板製造条件の影響



(a) As DQ plate (b) Tempered plate
写真 2 直接焼入(DQ)鋼板の焼戻前後における析出状態

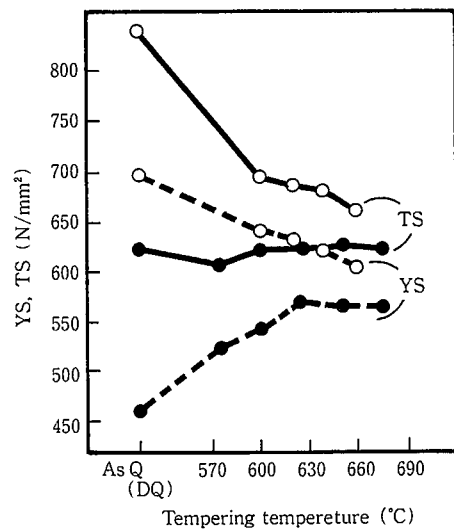
スを考慮して圧延条件を厳密に制御することが不可欠である。本実験においては、スラブ再加熱温度は1200°C程度、圧延終了温度は約830°C以上で、可能な限り低温とする必要がある。

図 5 に B フリーの Nb, V 析出硬化鋼と焼入性重視型の B 添加鋼の焼戻特性を示す。B 添加鋼は焼入のままの強度は高いが、焼戻温度が高くなるに従って強度は低下する。これに対し、析出硬化鋼は焼戻により降伏強度 (Yield strength, YS) は上昇し、引張強度 (Tensile strength, TS) はほとんど変化せず、焼戻軟化抵抗に優れていることが特徴的である。焼戻温度を620~680°Cとすることで安定した強度、低温靱性が得られる。

次に、DQT 法を前提として添加元素の最適値について検討した。図 6 に 0.03% C-1.4% Mn-0.3% Cr-0.1% Mo-0.01% Ti を基本成分とした鋼における母材強度及び HAZ 最高硬さに及ぼす Nb, V 量の影響を示す。Nb は強度への寄与は大きい HAZ 最高硬さの上昇も伴う。これに対し V は、Nb に比べ強度上昇代は小さい HAZ 最高硬さをほとんど変化させない。このため、強度確保上 Nb 添加は必須であるが、必要に応じて V を複合添加することが有効である。本実験の結果から、最適な Nb, V 量はそれぞれ 0.02~0.04%、0.02~0.06% である。

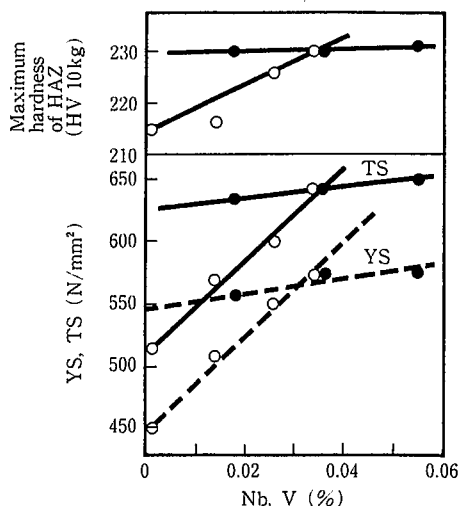
図 7 に鋼板の機械的性質に及ぼす Mo 添加量の影響を示す。Mo 添加は強度、靱性を同時に向上させる。これは Mo が Nb, Ti などの元素と同様、オーステナイトの末再結晶化温度を上げることを通じて組織を微細化するためであると考えられる。0.2% の Mo 添加によりオーステナイト末再結晶化温度は Mo フリー鋼に比べ70°C程度以上高くなる⁸⁾。Mo の再結晶抑制効果は固溶 Mo あるいは歪誘起析出した微細析出物によるものと考えられ、この効果は制御圧延において重要な役割を果たす。このように Mo は鋼板の強度、靱性を向上させる上で非常に有用な元素であり、特に引張強さ590N/mm²級鋼では強度確保上、0.1~0.3%程度の添加が有効である。

Ti の微量添加は、スラブ再加熱時に Ti の窒化物 (TiN) によってオーステナイト粒の粗大化を抑制し、組織を微細化することがで



○ : Conventional B microalloyed steel
● : Newly developed steel
Plate thickness : 40 mm

図 5 強度に及ぼす焼戻温度の影響



○ : Effect of Nb content
(0.03% C-1.4% Mn-0.3% Cr-0.1% Mo-0.04% V-Ti steel)
● : Effect of V content
(0.03% C-1.4% Mn-0.3% Cr-0.1% Mo-0.03% Nb-Ti steel)
Plate thickness : 20mm

図 6 母材強度, HAZ最高硬さに及ぼす Nb, V 量の影響

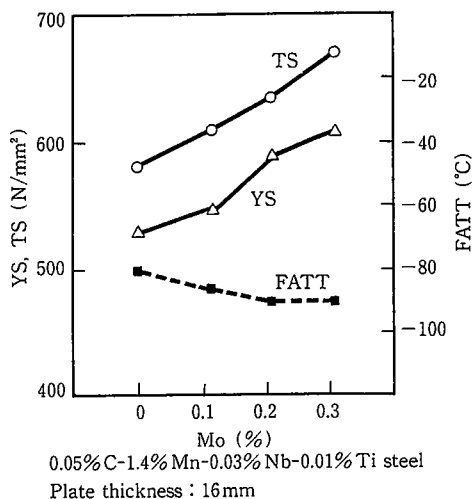


図 7 鋼板の強度, 靱性に及ぼす Mo 量の影響

きる。1150°C加熱において0.01% Ti添加により粒度番号で5番程度の細粒化が図れることが知られており⁹⁾,析出硬化元素の溶体化を目的とした高温加熱において,組織の粗大化を避けるためにTi添加が必須である。このほかTi添加はHAZ靱性改善¹⁰⁾,更にはオーステナイト粒の粗大化抑制による焼入性の低下によりHAZ硬化性低減¹¹⁾なども期待できる。

4. 鋼のSSC感受性低減の検討

4.1 表面腐食の影響

SSCは、 H_2S を含む環境下での腐食と引張応力との相互作用によって起こる遅れ破壊で、割れの機構としては一般に水素脆性によるものと考えられている。しかしながら、このような環境下では水素脆性はもとより、表面腐食の影響も併せて考慮する必要がある。

表面腐食に関しては、Cu, Ni添加により“Fissure”と呼ばれる鋼表面の規則的な凹凸が発生することが知られている¹²⁾。Fissureは応力によって誘起される局部腐食の一種と考えられている。

図8に、耐SSC性に及ぼすNiの影響を示す。Ni添加鋼はNiフリー鋼に比しSSC破断の限界応力(threshold stress)で約2割劣化している。又Ni添加鋼では長時間浸漬材でFissureが生じ、その底部には写真3に示すようなサブクラックが見られた。Fissureの生成はSSC劣化の原因とは断定できないが、SSC破断を助長する可能性があり、Fissure生成元素の添加は避けるべきである。

4.2 鋼のマイクロ組織の影響

鋼のSSC感受性は、硬さのみならずマイクロ組織にも影響を受ける。耐SSC性は、制御圧延後に加速冷却を施した鋼(ACC鋼)の方が制御圧延鋼(CR鋼)より強度(硬さ)が高いにもかかわらず、良好であることが知られている¹⁾。このとき、CR鋼ではフェライトパーライトの層状組織となるのに対し、ACC鋼では層状組織のない微細なフェライトベイナイト組織となる傾向を示す。後者は光学顕微鏡レベルでの組織がより均一で、微小硬さのばらつきも小さいことから、SSC感受性低減のためにはミクロ的に均一な組織とすることが有効であると考えられる。これは、応力が負荷された際の組織の不均一性に起因するミクロな応力・歪場の形成に関連するものと推定されるが、現時点においては十分には解明されていない。

4.3 HAZ軟化の影響

耐SSC性を向上させるためには、HAZ軟化部近傍にのみ見られるSOHICの発生を抑制することも重要である。SOHICの発生原因に対し十分な解析は行われておらず、その発生要因については未解明の点も多い。そのため、現時点ではHAZ軟化を抑えることがSOHIC発生を防止する唯一の手段であると考えられる。

図9にMo添加による再加熱時の軟化特性を示す。Mo添加により再加熱時の軟化が抑えられ、HAZ軟化抵抗を有する。従って、MoはHAZ軟化を抑制し、SOHIC防止に有効であると考えられる。又、前述したように鋼板母材の強度・靱性向上にも寄与することから、

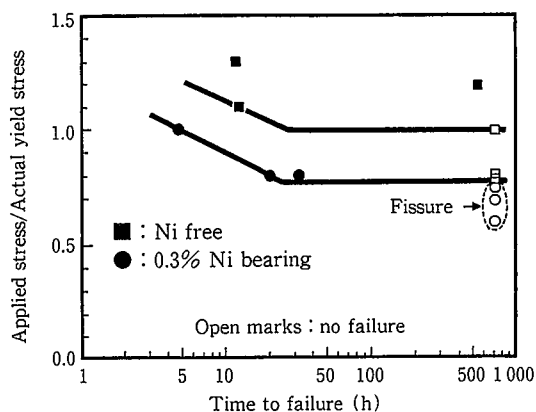


図 8 耐SSC性に及ぼすNiの影響



写真 3 Ni添加鋼に見られるFissure底部のサブクラック

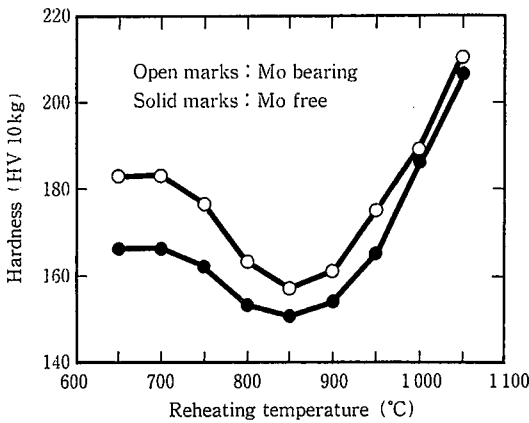


図9 鋼板再加熱時の軟化特性に及ぼすMo添加の影響

Moは有効な元素の一つである。

5. 耐HIC特性向上の検討

HICは湿潤なH₂S環境下で、外力が作用しない場合に発生する割れである。従って、HICを防止することが鋼のSSC感受性を低減する上で必要条件となる。HICは腐食反応で鋼表面に発生する水素の侵入に起因するため、腐食を抑制することが最も有効であるが、NACE溶液のようにpHの低い環境では合金元素の添加(≦1%)によって抑制することは不可能である。又HICは非金属介在物や析出物、硬化組織を起点として発生、伝播することが多いため、それらを低減することが有効で、そのためには鋼の高純度化(極低S・P化)、Caによる硫化物形態制御、酸化物系非金属介在物の低減及び連続製造スラブの中心偏析の低減などが必要である。

伸長した硫化物、MnSを起点として発生するHIC防止対策としては、Caによる形態制御が知られている¹³⁾。Caは硫化物を球状化し、環境からの侵入水素によるHICに対し安定となるが、過剰な添加はCa-O-S系クラスターを生成してHICの起点となるため¹⁴⁾、Caは適切な範囲(10~40ppm)に調整しなければならない。

一方、非金属介在物が少なく、Caによる形態制御が行われた鋼では、HICは連続製造スラブの中心偏析帯の最硬化部で発生、伝播し、ストレート割れの形態をとる²⁾。HIC近傍において測定されたEPMA

によるMn、P濃度とマイクロ硬さによれば、HICの伝播を停止させるにはMn、Pの偏析を軽減し、中心偏析帯の硬さを250HV以下に抑制する必要がある¹⁵⁾。

これらのHIC対策を前述のHAZ硬化性低減と組み合わせることで、良好な耐SSC性が得られる。

6. 開発鋼の実生産ラインでの試作と使用性能

上述した実験室検討結果に基づき、Bフリー-低C-Nb-Ti系を基本成分とする引張強さ490~590N/mm²級高張力鋼板を実生産ラインで製造した。

表1に鋼の化学成分及び製造工程を示す。鋼A及びBは引張強さ590N/mm²級鋼、鋼Cは490N/mm²級鋼、又、鋼Dは比較鋼で従来型のB添加590N/mm²級鋼である。鋼A~CではHAZ硬化性に最も大きく影響するC、B量はほぼ目標通りに制御され、P_{CM}も低く抑えられている。鋼B、Cは更にCaによる鋼中の非金属介在物制御を行っており、より一層の耐サワー性の改善を狙ったものである。

これらのスラブをNbの溶体化温度以上に再加熱し、制御圧延-加速冷却法によって板厚25~40mmの鋼板を製造した。なお、強度確保のための析出硬化現象を活用する上ではDQT法が効果的であるが、ここでは590N/mm²級鋼に対してのみ適用し、490N/mm²級鋼では水冷途中停止型加速冷却(新日本製鐵㈱CLC II法)を適用し、焼戻処理を省略した。

図10に代表的な鋼板のマイクロ組織及び断面硬さ分布を示す。いずれの鋼板においてもマイクロ組織は微細なフェライト-ベイナイト組織を示し、断面硬さ分布は板厚方向にほぼ一様となっていることが特徴である。

表2に鋼板母材の特性を示す。強度、靱性ともいずれも従来鋼と同等のレベル以上で、使用性能上十分な特性を有している。又、一部、温度勾配型ESSO試験を実施したが、-40°Cでも十分な脆性亀裂伝播停止特性(K_{ca}値)を有している。

図11に溶接加熱1.0kJ/mmで行ったHAZ硬さ試験結果の一例を示す。鋼A~Cとも従来鋼(鋼D)に比較しHAZ硬化性が著しく低く、SSC発生の判定基準とされる248HVに対し十分低く抑えられている。

表3にy形溶接割れ試験(JIS Z 3158)結果を示す。鋼Aでは5°C-90%、30°C-80%の恒温恒湿に保たれた部屋で試験を行ったが割れ

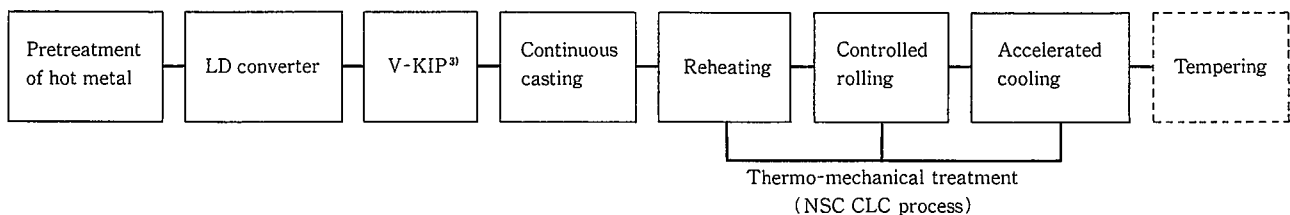
表1 鋼の化学成分及び製造工程

(mass %)

Steel	Grade	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Nb	V	Ti	B	Ca	Ceq ¹⁾	P _{CM} ²⁾
A	590 N/mm ² class	0.05	0.26	1.40	0.006	0.001	0.22	0.24	0.03	—	0.01	—	—	0.40	0.16
B	590 N/mm ² class	0.04	0.23	1.28	0.005	0.001	0.21	0.18	0.02	0.03	0.01	—	0.0040	0.35	0.14
C	490 N/mm ² class	0.04	0.27	1.50	0.009	0.001	0.07	—	0.02	0.04	0.01	—	0.0030	0.32	0.13
D	Conventional 590 N/mm ² class	0.08	0.20	1.28	0.010	0.001	0.25	0.17	—	0.04	0.01	0.0010	—	0.40	0.18

1) Ceq=C+Si/24+Mn/6+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



3) NSC Vacuum-Kimitsu Injection Process

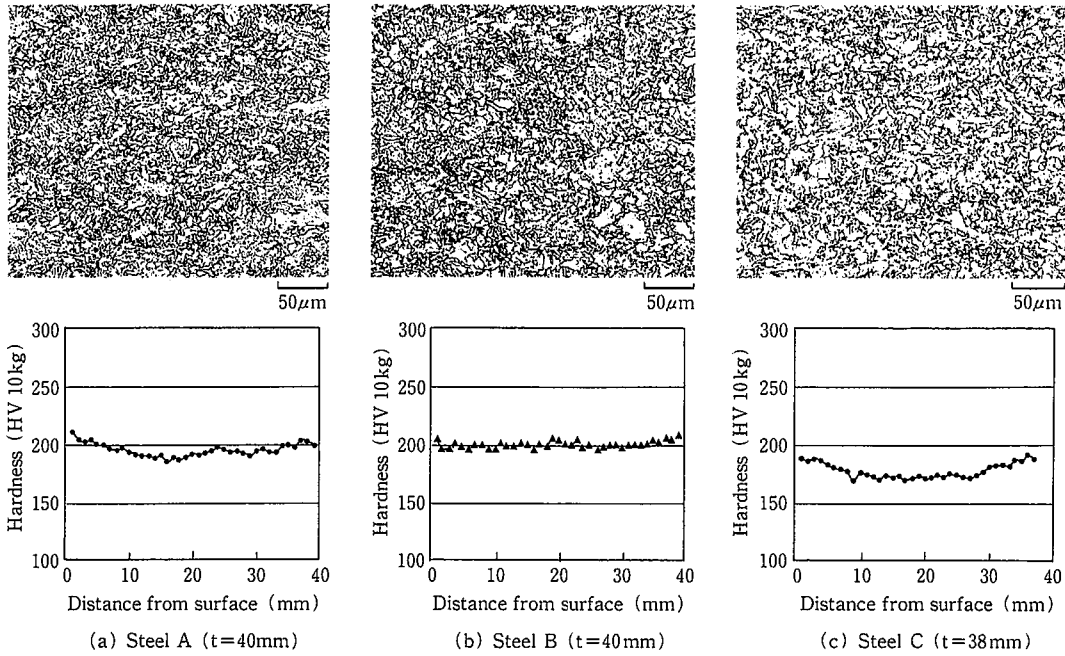


図 10 鋼板のマイクロ組織及び断面硬さ分布

表 2 鋼板の機械的性質

Steel	Plate thickness (mm)	Direction	YS (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	E _l ²⁾ (%)	vE _{-20°C} (J)	FATT (°C)	K _{IC} (-40°C) (N/mm ^{3/2})
A	40	L ¹⁾	522	616	30	377	-131	3430
		T ²⁾	525	617	30	359	-129	—
B	25	L	526	615	35	418	-89	—
		T	531	623	34	426	-72	—
	40	L	535	627	31	408	-92	2160
		T	542	633	30	388	-80	—
C	25	L	391	511	29	439	-120	—
		T	389	526	29	448	-115	—
	38	L	454	527	29	418	-110	2100
		T	460	533	30	437	-96	—

1) Longitudinal, 2) Transverse, 3) Elongation

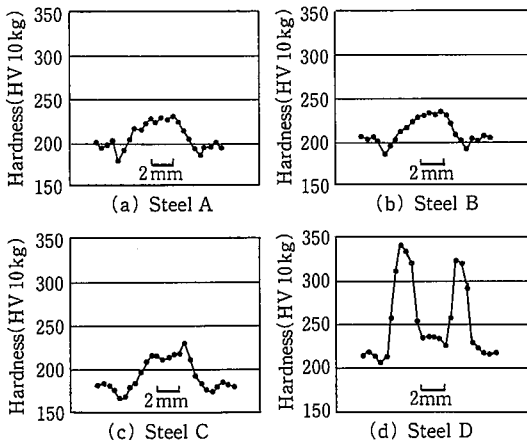


図 11 HAZ 硬さ試験結果の例

表 3 y 形溶接割れ試験結果

Steel	Plate thickness (mm)	Preheating temperature (°C)	Relative humidity (%)	Cracking percentage (%)		
				Root crack	Section crack	Surface crack
A	40	5	90	0	0	0
		30	80	0	0	0
B	40	0	64	0	0	0
		25	64	0	0	0
		50	70	0	0	0
C	25	0	74	0	0	0
		25	74	0	0	0
		50	74	0	0	0

の発生はまったく認められなかった。鋼 B, C は予熱温度を変化させて試験溶接を行ったが、0°Cの予熱でも割れは認められず、従来鋼にない優れた結果であった。

図12に非拘束隅肉溶接割れ(ヒールクラック)試験要領¹⁶⁾、断面のマクロ及びマイクロ写真を示す。この試験はT継手のフランジ側の板のルート部に発生するヒールクラックと名付けられている割れを再現する方法で、ヒールクラックはウェブ材が溶接金属収縮により角変形を起こし、ルート部に引張応力が働くことにより生ずる。試験条件は田中らの論文¹⁶⁾に従い、外気条件が10°C-90%の下で行ったが、割れの発生はまったく認められなかった。

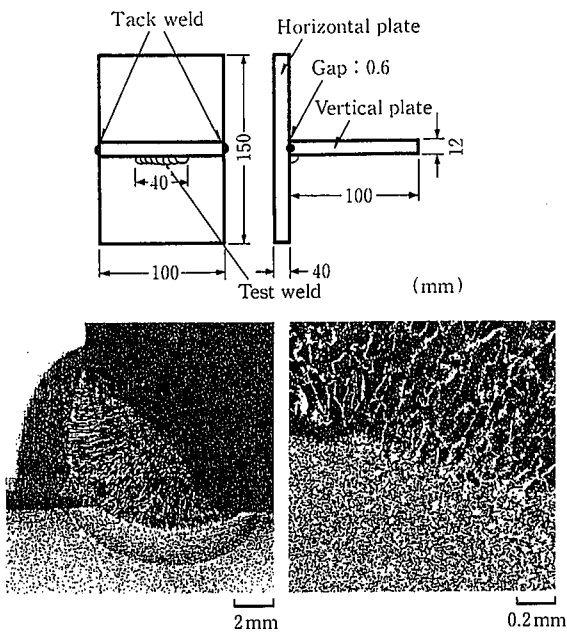


図 12 非拘束隅肉溶接割れ試験要領¹⁶⁾及び断面写真

y 形溶接割れ試験、非拘束隅肉溶接割れ試験とも実施工に比べ非常に厳しい条件であるにもかかわらず割れの発生が認められなかったことから、実施工時に予熱の省略ないしは大幅な簡素化ができるものと期待される。

次に、各鋼について被覆アーク及びサブマージアーク溶接継手を作製し、その性能を調査した。表 4 に開先形状及び溶接条件、又、表 5 にその溶接継手特性を示す。継手強度、靱性、曲げ特性とも従来鋼と同等以上の性能を有し、引張強さ 490~590N/mm²級鋼として何等問題ないレベルである。

図13に溶接継手硬さ分布の一例を示す。本成分系においては継手軟化が懸念されたが、いずれの鋼でも軟化幅、程度ともに小さく、溶接のまま及び Post-Weld Heat Treatment (PWHT) 後の長ゲージ引張試験 (JIS Z 2201 1B 号、標点距離200mm) 及び広幅引張試験を実施した結果、継手軟化の影響はほとんどないことを確認した。

SSC 試験は、NACE 溶液中での 4 点支持曲げ法により行った。試験片は種々の入熱でビードオンプレートを作製し、溶接ビードを中央に有する 4 mm 厚×15mm 幅×115mm 長の短冊状に表面 1 mm

表 4 開先形状及び溶接条件

Steel	A		B	C	
Plate thickness (mm)	40		40	25	
Welding method	SMAW Vertical	SAW	SMAW Vertical	SMAW Vertical	SAW
Electrode or wire×flux	L-62CF 4mmφ	Y-DM 4.8mmφ ×YF15	L-62CF 4mmφ	N-100 4.0mmφ	Y-D 4.0mmφ ×NB55E
Groove profile (mm)					
Current (A)	150	(BP 1 pass : 650) 750	150	145	(BP 1 pass : 600) 750
Voltage (V)	25	32	25	25	32
Speed (mm/s)	0.73	5.0	0.73	0.80	(BP 1 pass : 5.8) 5.0
Heat input (kJ/mm)	5.1	(BP 1 pass : 4.2) 4.8	5.1	4.5	(BP 1 pass : 3.3) 4.8
Preheat temp. (°C)	RT	RT	RT	RT	RT
Interpass temp. (°C)	≤150	≤150	≤150	≤100	≤100

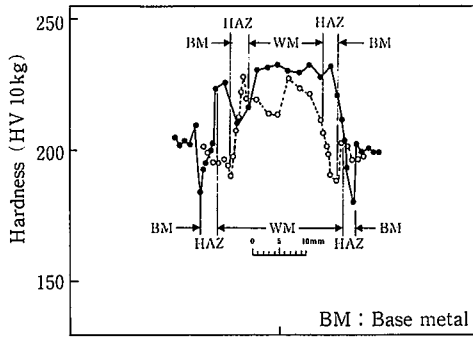
表 5 溶接継手特性

Steel	A		B	C	
Plate thickness (mm)	40		40	25	
Welding Method	SMAW Vertical	SAW	SMAW Vertical	SMAW Vertical	SAW
TS (N/mm ²) (Location of fracture)	642 (Base material)	625 (Base material)	635 (Base material)	554 (Base material)	556 (Base material)
v _{E-20°C} (J)	WM	135	57	161	220
	FL ¹⁾	211	118	220	218
	HAZ	269	226	264	364
Side bend (R=1.5t)	Good	Good	Good	Good	Good

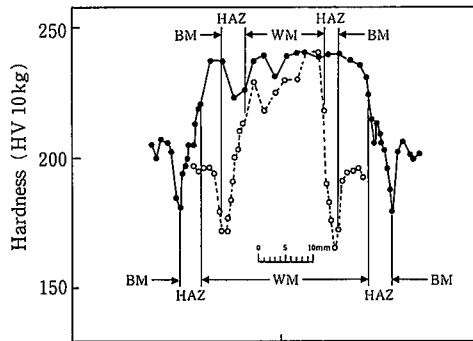
1) Fusion line

表 6 NACE 溶液中における HIC 試験結果

Steel	Plate thickness (mm)	Diffusible hydrogen content (cc/100g)	CAR ¹⁾ (%)	CLR ²⁾ (%)	CSR ³⁾ (%)	CTR ⁴⁾ (%)
B	25	0.50	0	0	0	0
	40	0.85	0	0	0	0
C	25	0.55	0	0	0	0
	38	0.42	0	0	0	0



(a) SMAW



(b) SAW

—: 2mm under surface - - - : 1/4t

図 13 溶接継手硬さ分布(鋼A, t=40mm)

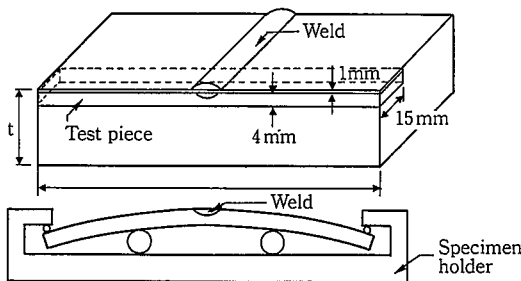
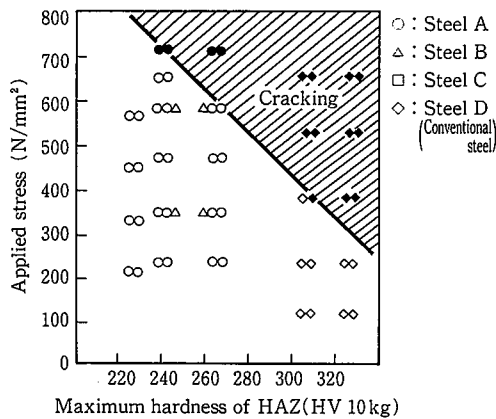
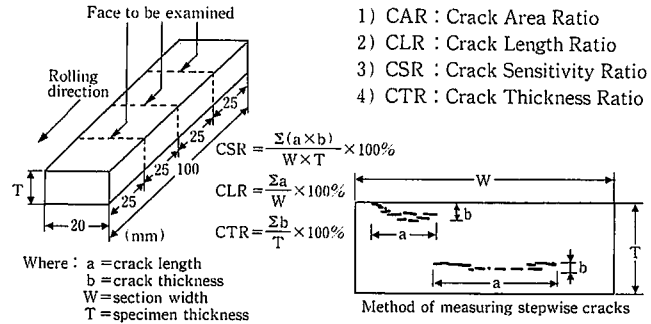


図 14 4点支持曲げSSC試験片採取要領及び NACE 溶液中での SSC 試験結果

より切り出した。図14に試験片採取要領及び試験結果を示す。HAZ 硬化性の低い開発鋼は従来鋼に比較し硬さが低く抑えられているため、耐 SSC 性は飛躍的に向上した。

表 6 に鋼 B, C について NACE 規格に基づいて NACE 溶液中で



HIC 試験を実施した結果を示す。割れ測定は超音波探傷法を併用して行ったが、割れはまったく観察されず良好な結果であった。

7. 結 言

C 量により一層の低減と B フリー化を図ることによって HAZ 硬さの低下を実現し、それに伴う母材強度、低温韌性の低下を TMCP 技術による結晶粒の微細化と Nb, V の析出硬化の活用によって補償する新しいタイプの引張強さ 490~590N/mm²級高張力鋼を開発した。

実験室検討結果に基づいて実生産ラインで製造した本開発鋼は、HAZ 硬化性が極めて低く優れた溶接性を有し、耐 SSC 性、耐 HIC 性に優れていることが確認された。その結果、LPG などの压力容器、石油・天然ガス輸送用ラインパイプあるいは溶接予熱作業の困難な溶接構造用鋼材として適するものと期待される。

参 照 文 献

- 1) Tamehiro, H., Habu, R. et al. : Int. Conf. Accelerated Cooling of Steels, Pittsburgh, USA, 1985, p.401
- 2) Ume, K., Taira, T. et al. : Corrosion '85, Boston, USA, 1985, Paper No.240
- 3) Ito, Y., Bessyo, K. : IIW Document IX-576-68, 1968
- 4) NACE MR01-75
- 5) Tamehiro, H., Takeda, T. et al. : Trans. ISIJ, 25, 982(1985)
- 6) Kimura, M., Totsuka, N. et al. : NACE 1986 Annual Conf. Houston, USA, 1986, Paper No.160
- 7) 為広, 西岡 ほか : 製鉄研究 (337), 34(1990)
- 8) 為広, 木村 ほか : 製鉄研究 (318), 95(1985)
- 9) Gondoh, H., Nakasugi, H. et al. : Nippon Steel Technical Report (14), 55(1979)
- 10) Sekino, S. : 36, 37th Nishiyama Memorial Lecture, 1975, ISIJ, p.152
- 11) Nakasugi, H., Tamehiro, H. et al. : Int. Conf. on Welding '90, Hamburg, Germany, 1990, p.125
- 12) Kobayashi, T., Yamaguchi, Y. et al. : Pipeline Technology Conf. Oostende, Belgium, 1990, Part A, p.3.1
- 13) 中杉, 松田 ほか : 製鉄研究, (297), 72(1979)
- 14) Sugitani, Y., Yamaguchi, S. et al. : Int. Conf. on HSLA Steels Technology and Application, 1984, p.403
- 15) Tamehiro, H., Yoshino, T. et al. : 8th Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Hague, Netherland, 1989, Vol.5, p.339
- 16) 田中, 北田 : 溶接学会誌, 41, 915(1972)