

(解説)

# 1,620MPa級超高強度焼入れドアインパクトビーム用熱延鋼板

## Hot Rolled Steel Sheets for 1,620MPa Grade Ultra High Strength Quench-type Automobile Door Impact Beams



佐藤始夫\*  
Moto Sato



内海幸博\*  
Yukihiro Utsumi



渡辺憲一\*  
Kenichi Watanabe

As the regulations for side impact safety of automobiles become more stringent, higher strength door impact beams (DIBs) have become necessary. Recently, an ultra-high-strength, hot rolled steel has been developed for this purpose. Due to its optimized chemical composition, the newly developed steel also exhibits excellent delayed-fracture resistance characteristics. DIBs made of the newly developed steel respond very well to crash situations and have a delayed fracture resistance of 1,620 MPa. Applications for this newly developed steel are expected to grow.

まえがき = 近年、衝突安全に関する FMVSS (Federal Motor Vehicle Safety Standard No.214) や IIHS (Insurance Institute for Highway Safety)<sup>1)</sup> のさらなる強化や評価基準の改訂により、安全および軽量化の両面から超高強度を有する鋼板や部材のニーズが増大してきており、自動車のドアやバンパの補強部品に 980MPa を超える超高強度の鋼板が使用されている。

本稿では、側面衝突規制強化に対応可能な超高強度で、耐遅れ破壊特性に優れた 1,620MPa 級焼入れ型ドアインパクトビーム用熱延鋼板について紹介する。

### 1. ドアインパクトビームについて

ドアインパクトビーム (ドア補強材、以下 DIB) は、自動車のドア内部に装着されることにより、側面衝突時に車体側方の強度向上を図っている。これは、側方衝突時に衝突物の運動エネルギーをドア部の初期変形で吸収し、搭乗者が受けるダメージを軽減するためのものであ



写真 1 自動車ドアとドアインパクトビームの外観  
Photo 1 Example of door impact beam

る。自動車ドアへの装着状況の一例を写真 1 に示す。

従来は、高強度鋼板をプレス成形した DIB が主流であったが<sup>2)</sup>、高強度鋼管を用いることで、軽量化が可能であるとして、鋼管材の採用が伸びている<sup>3)</sup>。用いられる鋼管には、1,180~1,470MPa の超高強度冷延鋼板<sup>4)</sup>、

低強度鋼板を造管した後、熱処理により 1,470MPa の高強度を得るものが採用<sup>3)</sup>されている。さらに高強度の 1,620MPa 級鋼管の採用も進んでおり、これらに用いられる材料には、パイプ造管時の加工性や溶接性、熱処理後の強度と靱性が求められている。また、超高強度鋼板は遅れ破壊感受性が高いため、耐遅れ破壊特性も具備すべき重要な特性となる。

### 2. 焼入れ型 DIB 用鋼板品質設計の考え方

#### 2.1 焼入れ材の強度

鋼板の化学成分は、加工性や溶接性を考慮すると低成分系が望ましい。ここでは、焼入れ型 DIB 用鋼の強度に関する成分設計の考え方について述べる。

実験室で溶製した化学成分を表 1 に示す。これらの化学成分の鋼を熱間圧延し、表面研削して板厚 2.0mm に仕上げた。続いて、ソルトバスを用い 900 で 3 分間均熱した後、水焼入れを行った。得られた鋼板について、JIS 5 号引張試験片を作製し、その機械的性質を調査した。得られた結果を図 1 に示す。マルテンサイト組織鋼の強度を上げるには、鋼中 C 量の効果がもっとも大き

表 1 ラボ溶製材の化学成分  
Table 1 Chemical composition of steels (mass%)

C	Si	Mn	P	S
0.09	0.01	0.5	0.015	0.005
~	~	~		
0.21	1	1.7		

\*鉄鋼部門 加古川製鉄所 技術研究センター

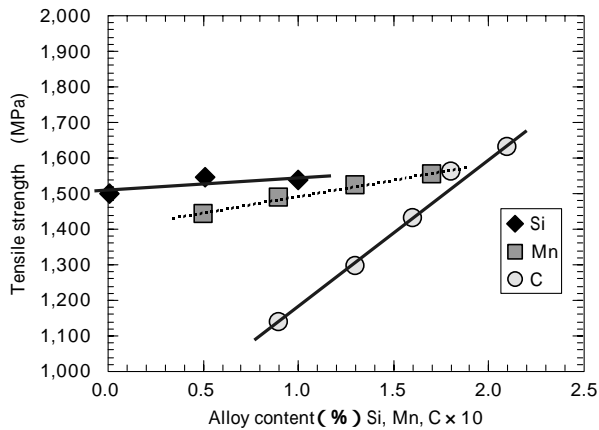


図1 合金元素添加量と引張強度の関係

Fig. 1 Effects of alloy contents on tensile strength of quenched material

表2 ラボ溶製材の化学成分

Table 2 Chemical composition of steels

(mass%)							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	B
0.16	0.22	1.25	0.010	0.005	0.20	0.020	0.0020
~0.34	~0.28	~1.35			~0.25	~0.030	~0.0030

く、Mn, Siの順に小さくなる。得られた強度への合金元素の寄与を求めると

$$TS(\text{MPa}) = 4000 * [\%C] + 100 * [\%Mn] + 50 * [\%Si] + 680$$

で表される。

ついで、1,620MPaの強度を得るため、鋼中C量の影響について検討した。溶製した化学成分を表2に示す。使用されるDIBは電縫溶接される。このとき、不適切な溶接条件のために接合端面が酸化した状態で圧接されることにより、接合部に内部欠陥として酸化物粒子の残存であるペネトレータが発生する。このペネトレータ対策として、溶製材はSi-Mn系構造用鋼としMn/Si 6とした<sup>5)</sup>。これは、Mn/Si比が大きいほどペネトレータの発生量が少なくなり、生成ペネトレータの熔融温度を低下させ、圧接時に系外への排出が容易になることで、残存しにくくする目的で選定された。さらに、十分な焼入れ性を得るためにCrおよびB添加とし、B添加効果を確保すると同時に焼入れ性向上のためにTiを添加している。

前述の試験と同様に、これらの溶製鋼を用いた板厚2.0mm材にソルトバス熱処理を行い、機械的性質を調査した。得られた結果を図2に示す。焼入れ強度は、鋼中C量とともに上昇し、1,620MPaの強度は0.20% C鋼で得られ、製造時のC量の変動を考慮して0.23% C鋼を採用した。

## 2.2 遅れ破壊特性

鋼材は、高強度になると水素脆化による割れ、いわゆる遅れ破壊が発生することはよく知られた問題である<sup>6)</sup>。したがって、超高強度鋼管を用いた種々の部材でも、大気環境下での腐食反応によって発生する水素が鋼材中に侵入し、使用中に突然遅れ破壊が発生するおそれがある。

高強度鋼の遅れ破壊は、現象的には鋼中に侵入した拡散性水素が、引張応力勾配にしたがって特定箇所に局部

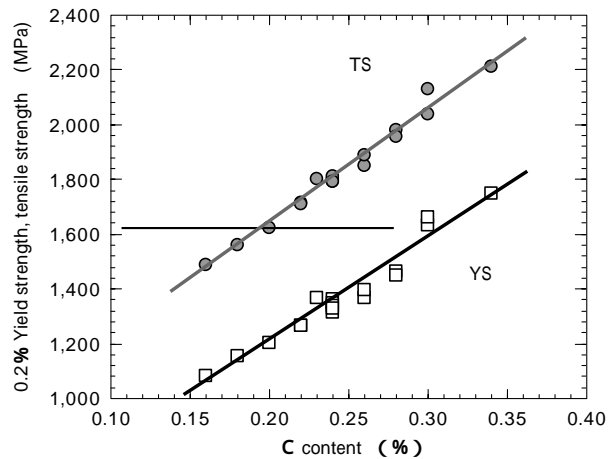


図2 鋼中C含有量と焼入れ後の強度の関係

Fig. 2 Influence of carbon contents on tensile strength of quenched material

的に集中し、その箇所において、鋼が水素脆化割れを起こすことであると考えられている。水素脆化割れは、面圧説<sup>7)</sup>、鉄原子間の凝集力低下説<sup>8)</sup>等の種々の機構が提案されているものの、いまだに明確には解明されていない。しかし、水素の吸収し易さ、鋼中の拡散し易さ、水素脆化感受性の高いことの3つの要因が相互に関連した現象と理解される。

したがって、水素脆化の対策として、鋼材側からは、(1)水素の侵入経路をささぎること、(2)水素の鋼中での拡散と引張応力部への集中を抑制すること、(3)鋼自身の水素脆化感受性を低下することの3つの対策が有効と考えられる。これまで、水素脆化対策としては、(2)、(3)によるものが多いが、検討を行った鋼では(1)の対策にも着目した。通常の使用環境における鋼の水素吸蔵は、鋼が腐食する際にカソード反応により生じた水素がガス化せず、鋼中に侵入することに起因するため、鋼の耐食性を向上させ水素吸蔵を防止することで(1)の対策を実行できる。さらに耐食性向上により、不均一腐食を抑制することにより、鋼材表面における応力集中を避けることができる。このような観点から、Cuに着目した。

Cu添加量を変化させた成分のラボ溶製鋼を用い、板厚2.0mmのラボ圧延材を作製した。遅れ破壊特性は、U曲げた材料を塩酸に浸漬する方法で評価した<sup>4)</sup>。

この圧延材をソルトバス熱処理により引張強度1,780MPaの短冊状鋼板を得た。この鋼板に図3に示す方法<sup>9)</sup>で、曲げ半径が5mmで圧延方向に平行な方向にU曲げ加工し、離型後に歪ゲージで曲げ部の応力値を確認しながらボルトで締込み、500MPaの応力を負荷して実パイプ部品の残留応力状態を模擬した。浸漬する塩酸の濃度は0.1mol/Lとし、336時間(14日間)以内での割れ発生の有無を判定した。得られた結果を図4に示すが、鋼中Cu量と良好な相関が見られる。

鋼中Cuの添加効果として、腐食の平衡電位が貴にシフトし、アノード分極曲線が貴にシフトする結果、鉄の溶解反応が抑制される。また、Cu添加により水素過電圧が大きくなり、カソード反応が抑制され侵入水素が減

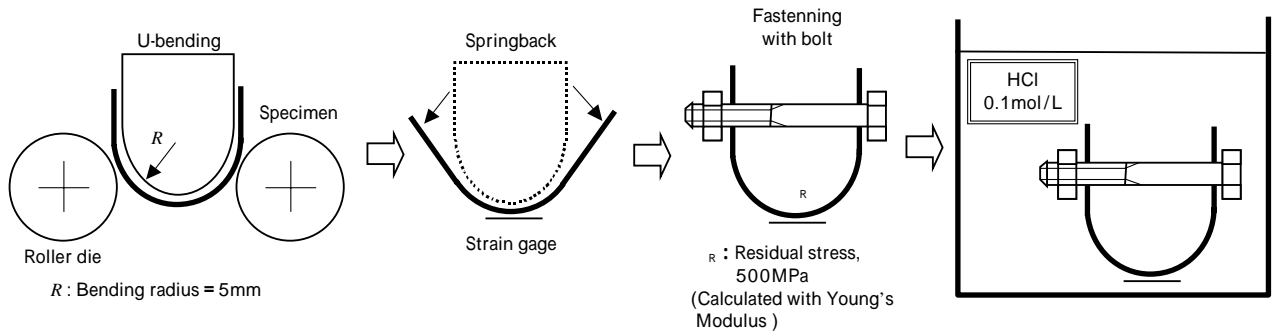


図3 耐遅れ破壊試験 (U曲げ - 塩酸浸漬) 方法  
Fig. 3 Experimental procedure of delayed fracture resistance test

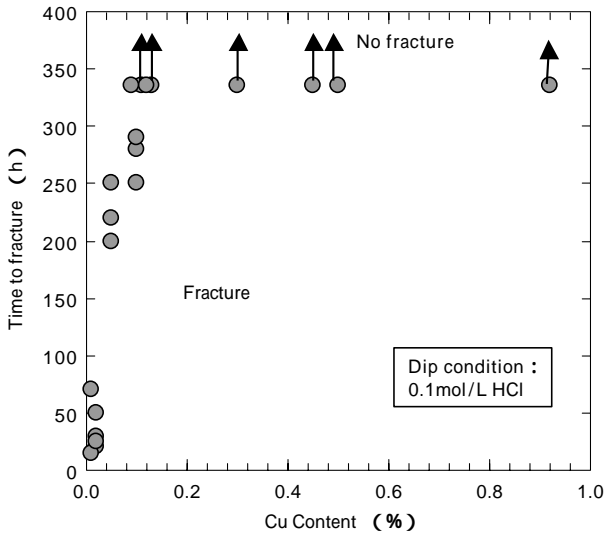
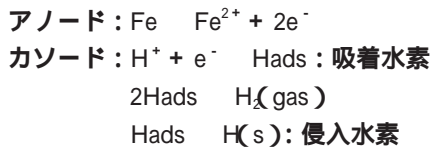


図4 鋼中 Cu 添加量と遅れ破壊特性  
Fig. 4 Influence of delayed fracture on Cu content

少する結果, 遅れ破壊特性が改善されるものと考えられる。



さらに, 鋼中 Cu の効果として, 保護性の緻密な錆層を生成し, その後の錆の進行や錆層の剥離を抑制することで, 腐食反応を抑制する耐食性向上効果との複合効果で遅れ破壊特性が改善されたものと考えられる。

以上述べたように, 焼入れ強度 1,620MPa 級鋼板であっても, 少量の Cu を添加することで優れた耐遅れ破壊特性を具備させることが可能となる。

### 3. 焼入れパイプの特性

実験室的な検討結果に基づき, 板厚 1.6mm, 1.8mm, 2.0mm の熱延鋼板を実機で製造した。鋼板の化学成分

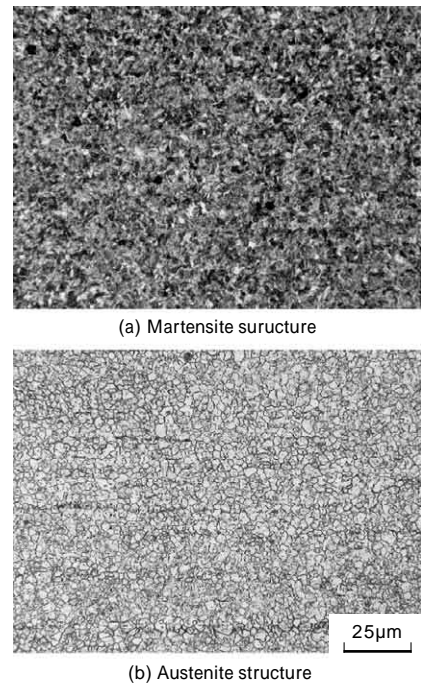


写真2 熱処理材の光学顕微鏡組織  
Photo 2 Optical micrographs of heat treated pipe

は, 表3 に示す成分とした。得られた鋼板を用いて外径 31.8mm の電線鋼管を製造し, 引き続いて高周波焼入れを行い焼入れ型 DIB を作製した。焼入れパイプの特性も表3 にあわせて示す。写真2(a)に焼入れ後の組織を示し, 写真2(b)にオーステナイト組織を示すが, 微細なマルテンサイト組織が得られている。

自動車の側面衝突時を想定したサイドドアの試験法 (JASO B 103-86) に準じて鋼管単体の特性を評価するため, 図5 に示す方法で三点曲げ試験を行った。得られた荷重 変位曲線を図6 に示す。このとき押し込み量 150mm までの吸収エネルギーを求めた。素材の板厚と最大荷重, 吸収エネルギーの関係を図7 に示す。素材の板厚増加により, 最大荷重, 吸収エネルギーとも高く

表3 コイル試作材の化学成分  
Table 3 Chemical composition and mechanical properties of steels

											(mass%)		
Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Cr	Ti	B	YS (MPa)	TS (MPa)	El. (%)
Steel A	0.20	0.21	1.25	0.010	0.004	0.10	0.038	0.20	0.027	0.0025	1203	1625	12.5
Steel B	0.23	0.20	1.26	0.011	0.003	0.12	0.042	0.21	0.028	0.0028	1369	1801	12.7



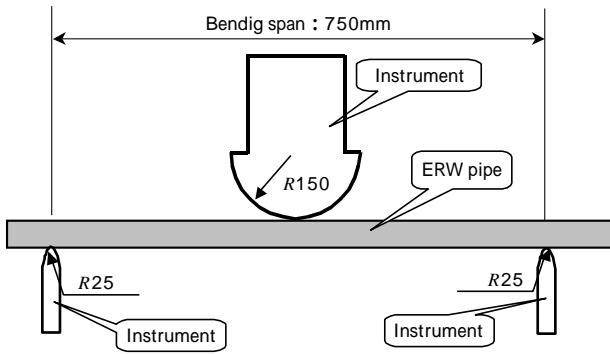


図5 三点曲げ試験の方法  
Fig. 5 Experimental procedure of bending test

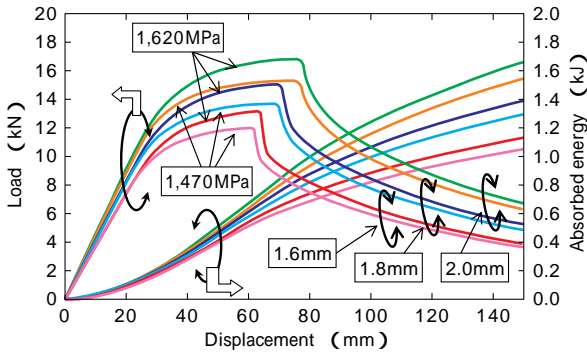


図6 焼入れパイプの三点曲げ特性  
Fig. 6 Effects of TS and thickness on bending load and absorbed energy of quenched pipe

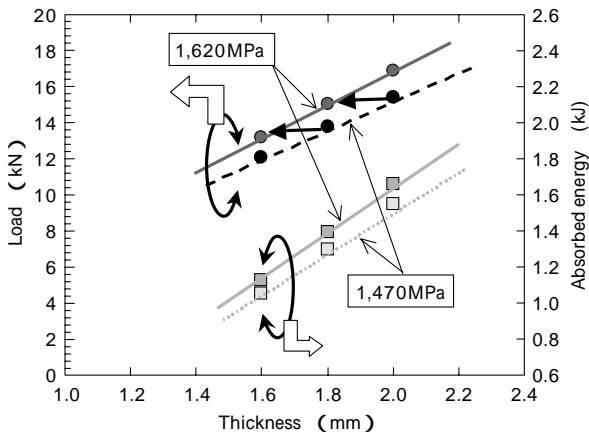


図7 三点曲げ試験時の圧壊荷重と吸収エネルギーの関係  
Fig. 7 Relationship between bending load,absobed energy and pipe thickness

なるが、鋼管の高強度化で得られる最大荷重，吸収エネルギーはさらに大きくなる。

本パイプの低温靱性を評価するため，衝撃試験を行った。試験片は，焼入れ鋼管から JIS4 号衝撃試験片に準拠した 2mm-V ノッチ試験片を作製し，試験を行った。求

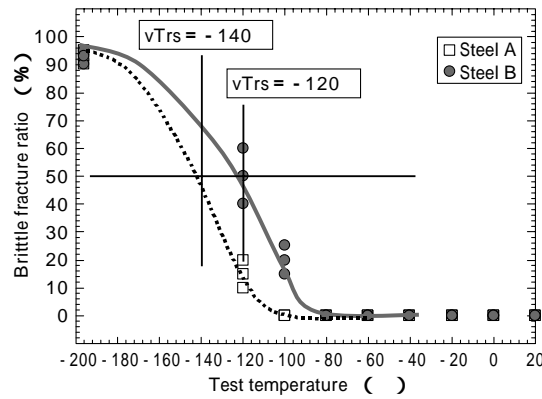


図8 焼入れ材の衝撃試験結果  
Fig. 8 Relationship between testing temperature and brittle fracture ratio

めた脆性破面率の変化を図8に示す。靱性は素材硬さの影響を大きく受けるので，破面遷移温度は(vTrs)，材料強度により変化するが，超高強度鋼管の破面遷移温度は，-120 と 1,470MPa 級鋼と比べ大きな変化は見られない。

また，本パイプを 0.1mol/L の塩酸に浸漬し，耐遅れ破壊特性を調査したが，336 時間経過後も遅れ破壊の発生は認められず，DIB が具備すべき特性を満足していることが確認できた。

むすび = 衝突安全に関する規制が強化される中，これに対応して最近開発した焼入れ型 1,620MPa 級 DIB 用熱延鋼板について，本稿では紹介した。

高い吸収エネルギーと優れた耐遅れ破壊特性を有する焼入れ型 DIB を製造するには，鋼の組成を合金成分の種類を少なくした低成分とし，少量の合金元素を添加することが強度，靱性，圧壊特性，および溶接性を確保するうえで有効である。以上の考えに基づいた開発材は，1,620MPa 級 DIB の素材として優れた特性を有しており，お客様にご満足いただいている。

#### 参考文献

- 1) E. Tocalino et al. : SAE Paper No. 2003-01-0230.
- 2) 久保智彦ほか：自動車技術，Vol.43, No.5 (1989) p.59.
- 3) 岡沢亨ほか：材料とプロセス CAMP-ISIJ Vol.2(1989) p.2023.
- 4) 田中福輝ほか：材料とプロセス CAMP-ISIJ Vol.4(1991) p.2014.
- 5) 神崎文暁：第50回 西山記念技術講座(1978) p.183.
- 6) 松山晋作：遅れ破壊，日刊工業新聞社(1989)
- 7) C. A. Zaffe et al. : Trans. AIMME, Iron & Steel Div., Vol, 127 (1946) p.281.
- 8) A. R. Troiano et al. : Trans. ASM, Vol.47 (1955) p.892.
- 9) 岩谷二郎ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.47, No.2(1997) p.42.