

## 技術報告

## 水焼入方式連続焼鈍法による超高張力冷延鋼板の製造

栗原 孝雄\*・逢坂 忍\*<sup>2</sup>・岩瀬 耕二\*<sup>2</sup>・大沢 紘一\*<sup>3</sup>

## Manufacturing Technology and Properties of Ultra High Strength Cold Rolled Strip Produced by Water Quenching Method

Takao KURIHARA, Shinobu OSAKA, Koji IWASE, and Koichi OSAWA

## Synopsis:

A new technique to manufacture cold rolled ultra high strength steel sheets through the continuous annealing line with a water quenching device has been developed.

Full martensite and ferrite plus martensite dual phase steels with 80 to 150 kgf/mm<sup>2</sup> in tensile strength can be easily obtained by water quenching after annealing in the austenite and ferrite plus austenite regions, respectively.

These products having good formability and weldability are used successfully for automobile parts to improve the safety of the passengers in case of an accident and to reduce the weight of the automobiles.

Furthermore, these products are being utilized in the industry of construction, and are expected to be used for machinery, electric appliances, containers, and others.

## 1. ま え が き

水焼入方式連続焼鈍法による冷延鋼板製造技術は昭和40年代前半にその技術が確立され、昭和46年にはぶりき用連続焼鈍ラインに本技術による設備が組み込まれ、実用化された。更に昭和51年には冷延鋼板専用の連続焼鈍設備が建設され、量産体制が確立された<sup>1)</sup>。この技術は加熱、均熱後の急冷方法として水焼入方式を採用しているため、下記のように多くの種類の冷延鋼板を製造できる。

- (1) 絞り加工用冷延鋼板<sup>2)</sup>。
- (2) 高張力冷延鋼板<sup>3)</sup>。
- (3) 超高張力冷延鋼板<sup>1)</sup>。
- (4) その他ホーロー用鋼板、電気鋼板等。

今回は、これらの製品のうち、最も特長のある超高張力冷延鋼板につき、製造法、製品特性、用途等について報告する。この製造法は、連続焼鈍設備において高温からの水焼入れによるマルテンサイト変態を利用して、引張強さ80~150 kgf/mm<sup>2</sup>の超高張力冷延鋼板を得ることを特徴としている。

## 2. 強 化 機 構

## 2-1 超高張力冷延鋼板の各種製造法

超高張力冷延鋼板(引張強さ80 kgf/mm<sup>2</sup>以上)を通

常のバッチ焼鈍炉で製造することは、種々の困難があり一般的には行われていない。一方、近年開発された冷延鋼板用連続焼鈍炉は急速冷却装置を内蔵していることから、特に超高張力冷延鋼板製造に適しており、現在、実用化されている超高張力冷延鋼板はこの設備を用いて製造されているものがほとんどである。その代表例をTable 1に示す。

大別すると、オーステナイト処理後の急速冷却によるマルテンサイト組織(M)などにより強化する変態組織強化タイプ、Ti または Nb 等を添加し、再結晶の開始温度と完了温度の差が大きいことを利用した回復焼鈍タイプ及び前二者を併用した回復焼鈍 + 変態組織強化タイプの3種類である。変態組織強化タイプは冷却方法により、主に水焼入れ法とガスジェット冷却法に分類される。前者は冷却速度が非常に高く(約2000°C/s)、マルテンサイト組織が容易に得られるため、Mn等の合金元素の少ない鋼が用いられる。後者は冷却速度が比較的低い(約15°C/s)ので合金元素の多い鋼が用いられている。また、変態組織強化タイプは、オーステナイト相( $\gamma$ )から焼入れられたマルテンサイト単相組織とフェライト+オーステナイト相( $\alpha+\gamma$ )から焼入れられたフェライト+マルテンサイト(F+M)の複合組織となつたものに分類される。

得られる機械的性質の特徴の内、降伏比は複合組織に

昭和56年10月16日受付(Received Oct. 16, 1981)

\* 日本鋼管(株)本社(Nippon Kokan K. K., 1-1-2 Marunouchi Chiyoda-ku 100)

\*<sup>2</sup> 日本鋼管(株)福山製鉄所(Fukuyama Works, Nippon Kokan K. K.)

\*<sup>3</sup> 日本鋼管(株)技術研究所(Technical Research Center, Nippon Kokan K. K.)

Table 1. Examples of various types of ultra-high strength steels.

Type	Composition (wt%)				t (mm)	Mechanical property (JIS No. 5)			
	C	Si	Mn	Ti		Y S (kgf/mm <sup>2</sup> )	T S (kgf/mm <sup>2</sup> )	YS/TS (%)	EI (%)
Phase transformation hardening (M)	0.08	—	1.20	—	1.2	84	105	80	11
Ditto (F+M) <sup>5)</sup>	0.15	—	0.70	—	1.2	63	107	59	14
Ditto (B) <sup>6)</sup>	0.13	0.50	2.60	—	1.2	73	105	70	16
Recovery annealing <sup>7)</sup>	0.07	—	0.90	0.22	1.3	99	101	98	6*
Recovery annealing <sup>8)</sup> +Phase transformation hardening	0.09	—	2.11	0.08	1.2	86	103	84	11

\* ASTM Specimen

なつた変態組織強化タイプが最も低く、次いで単相の変態組織強化タイプであり、回復焼鈍タイプが最も高い。引張強さ-伸びバランスは複合組織がマルテンサイト単相及び回復焼鈍タイプより優れている。

2.2 水焼入方式超高張力冷延鋼板の冶金的現象

マルテンサイト変態を起こし十分な強度を得るための条件は、鋼を(α+γ)相またはγ相まで加熱した後、高い冷却速度でマルテンサイト変態開始点(Ms)を通過させることである。合金元素の少ない低炭素鋼をマルテンサイト変態させるためには、冷却速度を非常に高く採らなければならない。Fig. 1に低炭素鋼の場合のCCTカーブを模式的に示す。この図はMnが約1.5wt%以下の場合のCCT曲線であり、2000°C/s程度の高い冷却速度ではマルテンサイト変態が起きるが、15°C/s程度の低い冷却速度ではパーライト(P)変態を起こし、マルテンサイト組織は生じない。この程度の低い冷却速度でマルテンサイト変態を起こさせるためには、Mn等の焼入性を高める元素を多量に添加する必要がある。

超高張力冷延鋼板の引張強さ及び組織におよぼす冷却速度の影響を、C=0.17wt%, Mn=1.50wt%の鋼と

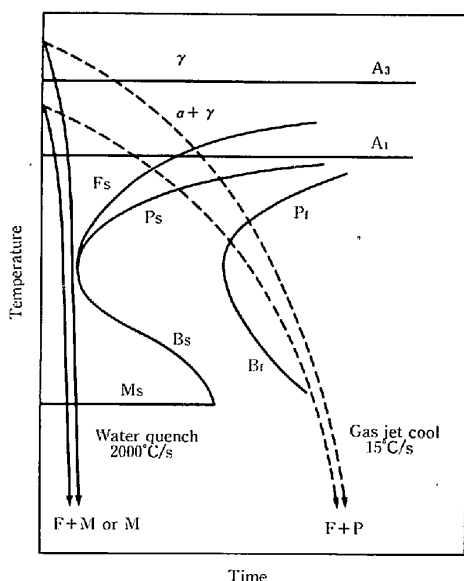


Fig. 1. Schematic C. C. T. curve of low carbon steel.

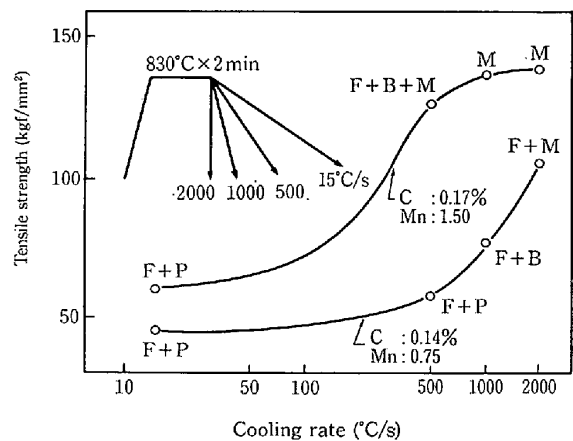


Fig. 2. Effect of cooling rate on tensile strength.

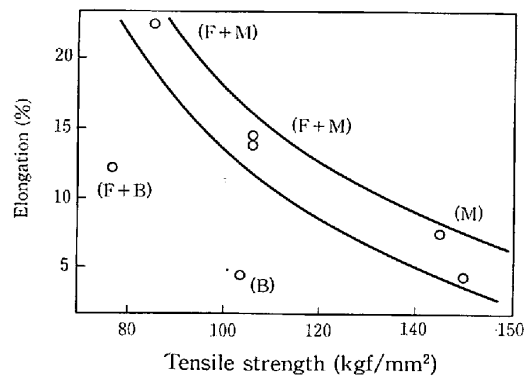


Fig. 3. Effect of microstructure on the strength-elongation balance.

C=0.14 wt%, Mn=0.75 wt% の鋼について調べた結果を Fig. 2 に示す。ベイナイト組織(B)及びマルテンサイト組織が出始めると引張強さは急激に上昇し、マルテンサイト単相になると強度の上昇は停止する。しかし、ベイナイト組織が残ると製品の強度-延性バランスはFig. 3 に示すように悪くなるため、一般には、フェライト+マルテンサイトの複合組織にするか、マルテンサイト単相にするのが良い。

マルテンサイト単相組織にした場合のC wt%と強度の関係については、LESLIE等の多くの研究があり、McFARLANDはこれらを整理してC wt%が大きくなるに従

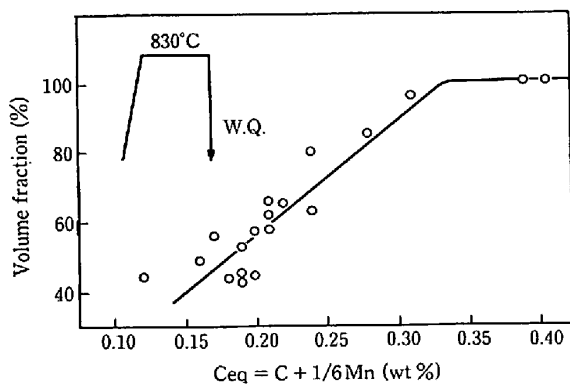


Fig. 4. Relationship between composition and volume fraction of martensite.

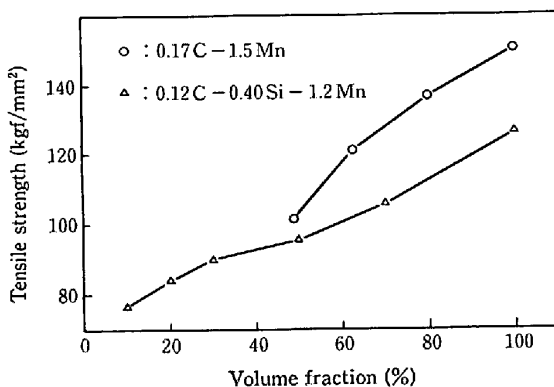


Fig. 5. Relationship between volume fraction of martensite and tensile strength.

い引張り強さは直線的に上昇するとしている<sup>4)</sup>。ここでは、成分とマルテンサイト体積率の関係 (Fig. 4) 及び、マルテンサイト体積率と引張強さの関係 (Fig. 5) について示す。これらの結果から 830°C に加熱、均熱した後、水焼入れした場合、マルテンサイト体積率は次の炭素当量式で整理される。

$$C_{eq} = C \text{ wt}\% + \frac{1}{6} \text{ Mn wt}\% \dots \dots \dots (1)$$

$C_{eq}$  の増大によりマルテンサイト量は直線的に増加し、 $C_{eq} \approx 0.35$  でマルテンサイトが 100% に達する。マルテンサイト体積率が大きくなるに従い、引張強さも上昇する。降伏比もまたマルテンサイト体積率が大きくなるにつれ上昇し、マルテンサイト体積率が 100% になると、降伏比が 80% 程度になる。

一般的に、ここで論じているような低炭素鋼 ( $C \leq 0.20 \text{ wt}\%$ ) を焼入れた場合は、マルテンサイト変態開始温度が高いため、焼入れ時に自己焼もどしされるから、高炭素鋼を焼入れた場合に必要とする焼もどしは必要としないとされている。しかし著者らは焼もどし温度を 200°C まで上げて強度の低下はほとんど無く、焼もどし温度が上がるにつれて曲げ特性が良くなることを経験している。このように 200°C 以下の軽い焼もどしをす

ると曲げ特性が向上するのは、フェライト組織の硬さは変化しないで、マルテンサイト組織の硬度がやや下がり、マルテンサイト自体の変形能が向上するためと考えられる。

### 3. 製造プロセスと設備

製鋼から製品までの製造プロセスは次のとおりである。

製鋼→連続铸造→熱間圧延→酸洗→冷間圧延→連続焼鈍  
水焼入方式の超高張力冷延鋼板では C, Mn などの所要量が少なくすみ、Ti, Nb 等の高価な合金元素も不必要であるから、製鋼での作業条件、例えば铸造条件などが厳しくない。またこれら合金元素に起因する表面欠陥及び内質欠陥も少ない。铸造は、C 等の偏析をなるべく少なくするために連続铸造で行うのが有利である。

水焼入法による超高張力鋼板では、他の方法によるものと比較して、上記のごとく所要合金元素が少ないので熱間圧延および冷間圧延工程における圧延荷重が少なくてすみ。これは生産能率向上及び省エネルギーに寄与し、さらには製造可能寸法範囲を拡大することも可能である。

連続焼鈍炉に設置された水焼入装置では高速冷却を可能にするため、また焼入れ後の製品の良好な形状と表面性状を保つため水中スプレーを行う構造となっている<sup>1)</sup>。

連続焼鈍ではオーステナイト化と焼入れが主な処理となる。オーステナイト化処理では、化学成分及び要求する強度レベルに従い、必要とする第二相体積率を得るよう温度と時間を選ぶ。均熱時間はオーステナイト化のため通常 30 s 以上必要とする。この後、焼入れによりマルテンサイト変態を起こす。焼もどしは特に必要としないが、前述したように、強度が落ちない範囲 (200°C 以下) で軽く処理することにより製品の曲げ特性が改善される。

### 4. 製品の品質特性

#### 4.1 製造例

水焼入連続焼鈍法で製造した代表的な超高張力冷延鋼板の化学成分と機械的性質を Table 2 に、組織写真を Photo. 1 に示す。引張強さ 80 及び 100 kgf/mm<sup>2</sup> グレードはフェライト+マルテンサイトの複合組織であり、引張強さ 140 kgf/mm<sup>2</sup> グレードはマルテンサイト単相組織の例を示す。いずれも良好な延性及び曲げ特性を示し、また機械的性質の異方性もほとんどない。

Fig. 6 に引張強さ 100 kgf/mm<sup>2</sup> グレードのストリッ

Table 2. Typical compositions and mechanical properties of ultra-high strength steels.

Grade (TS kgf/mm <sup>2</sup> )	Chemical composition (wt%)					L or C	Mechanical property					Micro- structure
	C	Si	Mn	P	S		YS (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	YS/TS (%)	El (%)	Bend (t)	
80	0.12	0.40	1.22	0.014	0.004	L	51	85	60	22	1.5	F + M
						C	52	85	61	22		
100	0.14	0.41	1.20	0.015	0.005	L	63	105	60	15	1.5	F + M
						C	62	106	58	14		
140	0.16	0.08	1.50	0.015	0.005	L	116	145	80	8	4.0	M
						C	115	146	79	7		

Specimen : JIS No. 5  $t=1.2\text{mm}$

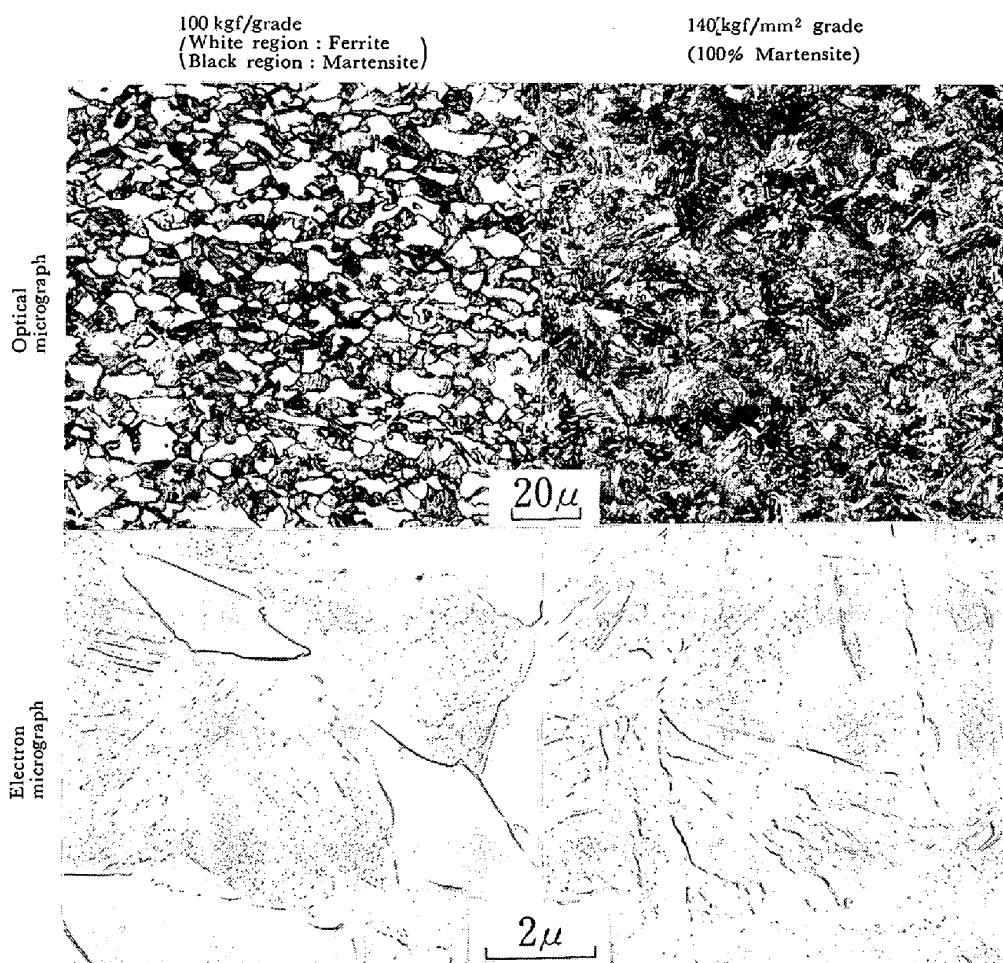


Photo. 1. Typical microstructures of ultra high strength steels.

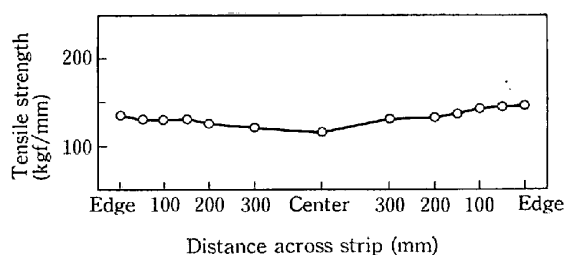


Fig. 6. Uniformity of tensile strength across 914 mm wide strip.

幅方向の強度変化例を示す。幅方向の引張強さの変化は少なく、ストリップエッジまで均一な性質を示している。また、ストリップ長手方向の機械的性質も、幅方向と同様に均一性が良い。このようにストリップ幅方向、長手方向共に機械的性質が均一であるのは、連続铸造鋼を使用しているため化学成分が均一であることと、連続焼鈍での加熱均熱時のストリップ温度の均一性及び冷却速度の均一性が保たれていることに起因する。

4.2 焼もどし特性

超高張力冷延鋼板に塗装焼付処理等の加熱処理を行った場合の焼もどし特性を示したのが Fig. 7 である。複合組織の 100 kgf/mm<sup>2</sup> グレード及びマルテンサイト単相の 140 kgf/mm<sup>2</sup> グレードについて、100°C から 700 °C までの各温度に加熱し、1 min あるいは 20 min 保定の後空冷した場合の引張強さ変化を示す。1 min 処理と 20 min 処理の間に大きな差はなく、200°C 以下では強度の低下はほとんどない。200°C を超えると、温度の上昇と共に強度が低下する。

塗装後の焼付処理は一般に 170~190°C × 20 min 程度であるので、超高張力冷延鋼板の引張強さが塗装焼付により低下する心配はない。

4.3 スポット溶接特性

この超高張力冷延鋼板は変態組織強化を利用しているためスポット溶接に有害な C, P 等を比較的低くすることが可能である。Fig. 8 に引張強さ 100 kgf/mm<sup>2</sup> グレードの超高張力冷延鋼板のスポット溶接電流と溶接部強度(引張せん断強さ, 十字引張強さ)の例を示す。ちり発生限界電流は板厚 1mm の場合約 8kA で、引張強さ 60 kgf/mm<sup>2</sup> グレードのものとはほぼ同等である。ちり発生直前の適正電流の場合引張せん断強さは約 1400 kgf/スポットであるが、十字引張強さは約 500 kgf/スポットで、あまり大きくない。この傾向は一般の高張力冷延鋼板の傾向と同じで、一般的に引張せん断強さは母材の引張強さの上昇と共に上昇するが、十字引張強さは母材破断でも母材の引張強さに関係なくほぼ一定

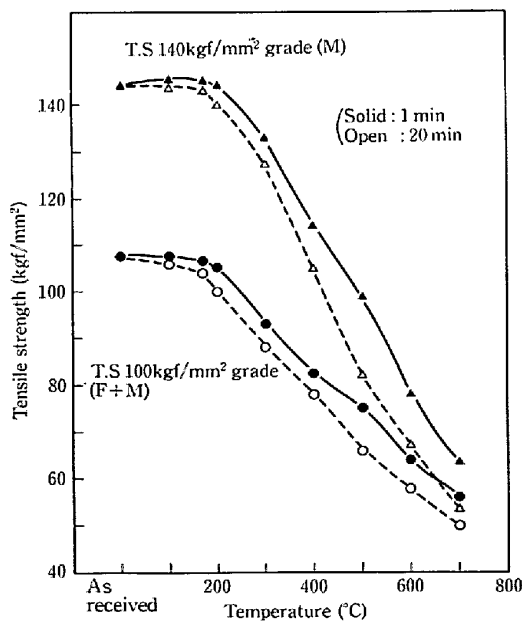


Fig. 7. Effect of tempering condition on tensile strength.

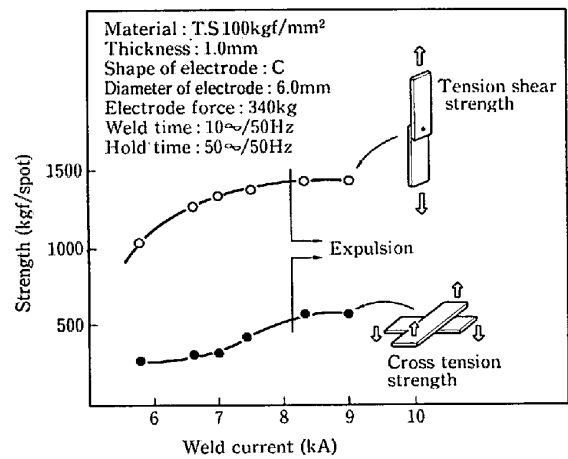


Fig. 8. Spot weldability of ultra high strength steel.

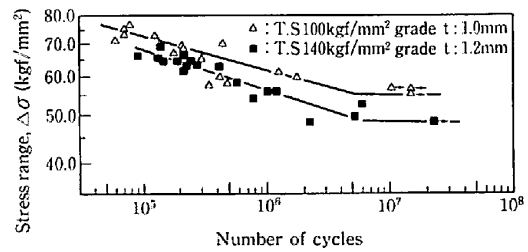


Fig. 9. S-N diagram of ultra high strength steel (Axial tension).

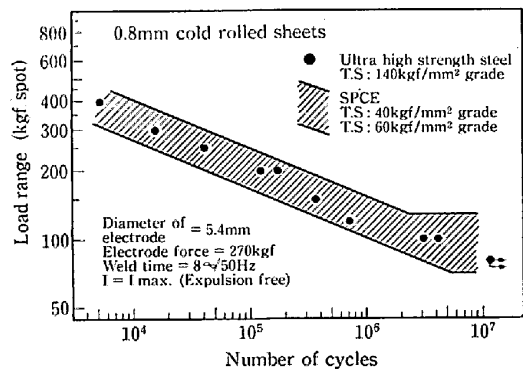


Fig. 10. SN- diagram of spot welded joint (tensile shear).

である傾向と一致する<sup>5)</sup>。

4.4 疲労特性

Fig. 9 に片振引張荷重下における母材の S-N 線図を示す。疲労限と考えられる 10<sup>7</sup> 回における疲労強度は引張強さ 140 kgf/mm<sup>2</sup> グレードの場合約 55 kgf/mm<sup>2</sup>, 100 kgf/mm<sup>2</sup> グレードの場合で約 50 kgf/mm<sup>2</sup> である。

Fig. 10 にスポット溶接継手の引張せん断疲労強度についての S-N 線図を示す。板厚 0.8 mm, 引張強さ 140 kgf/mm<sup>2</sup> グレードの場合、10<sup>7</sup> 回の疲労限は、約 100 kgf/スポットである。図には、通常のアルミキルド

鋼, 40 kgf/mm<sup>2</sup> グレードの燐強化バッチ焼鈍型およびアルミキルド連続焼鈍型, 60 kgf/mm<sup>2</sup> グレードの Si-Mn 系連続焼鈍型および高 Mn 低降伏比型の合計 5 種類の材料についての試験結果を斜線の領域で示しているが, 140 kgf/mm<sup>2</sup> グレードの鋼材についても測定点はこの領域の中に分布する。

## 5. 用 途

超高張力冷延鋼板の用途は現在のところ自動車用が中心で車体重量の軽量化, および衝突時の安全化に役立つ。下記に主な用途を示す。

### (1) ドアー・インパクト・ビーム

米国の自動車安全基準 (MVSS) では車体側面からの衝突に対するエネルギー吸収について所定の变形範囲における平均荷重および最大荷重を規準化している。そのためドアーの内部にエネルギー吸収用のインパクト・ビームを具えつけているのが一般的である。この場合吸収エネルギーは, インパクト・ビームの構造, 板厚および引張特性などによって決まるが, 軽量化のため超高張力冷延鋼板が使用されるようになった。例えば, 引張強さ 100 kgf/mm<sup>2</sup> グレードの 1.2 mm の材料を使用して, 引張強さ 60 kgf/mm<sup>2</sup> グレードの 1.6 mm の材料と同等以上のエネルギー吸収特性を持つようデザインされ実用化されている例がある<sup>9)</sup>。Photo. 2 にドアーインパクトビームに使用されている例を示す。

### (2) パンパー補強材

パンパー補強材についてもエネルギー吸収は重要な要

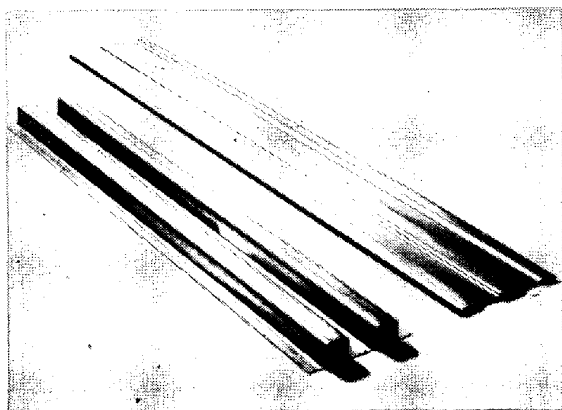


Photo. 2. Impact beam for automotive door.

求特性である。これについても引張強さ 80 kgf/mm<sup>2</sup> グレードの超高張力冷延鋼板が使用されるようになった。

### (3) その他の用途

自動車用部品として, 吊手金具, グリル・ヒンヂ, ホース・グリップをはじめ, 多くの用途が今後期待できる。

自動車以外についても, 建設用材料, ショベル等の農機具, コンテナ等適用範囲が広い。大径パイプの補強用として巻き付けて使用する試みもある。

## 6. ま と め

以上述べたように水焼入方式連続焼鈍法によつて製造した超高張力冷延鋼板はマルテンサイト変態を利用してゐるため, 引張強さ 80~150 kgf/mm<sup>2</sup> の高強度を経済的にかつ容易に得ることができる。引張強さに比較して伸びが高いため加工性が良好で, また, 鋼中の炭素や燐を低く抑えることができるのでスポット溶接特性も良好である。このような特性を生かして自動車用をはじめ建設産業に広く使用されており, 更に機械, 梱包資材, 容器, 電気機械, エネルギー, 航空産業, 日用品等応用分野の拡大が期待できる。

## 文 献

- 1) S. OSAKA, N. TANAKA, K. MATSUDO, Y. FUKUOKA, and H. ISHIOKA: *Iron Steel Eng.*, 57 (1980) 11, p. 67
- 2) H. KUBOTERA, K. NAKAOKA, K. ARAKI, K. WATANABE, A. NISHIMOTO, and K. IWASE: *Trans. ISIJ*, 12 (1977), p. 663
- 3) K. ARAKI, S. FUKUNAKA, and K. UCHIDA: *Trans. ISIJ*, 17, (1977), p. 701
- 4) W. H. McFARLAND: *Yearbook Amer. Iron Steel Inst.* (1968), p. 187
- 5) 日本鋼管技術資料: 自動車用高張力鋼板 (1981)
- 6) 済木捷郎, 嶋田泰雄, 永井秋男, 岡本篤樹, 長尾典昭: *鉄と鋼*, 66 (1980), S957
- 7) P. B. LAKE and J. J. GRENAWALF: *SAE paper 770163* (1977)
- 8) 権藤 永, 武智 弘, 河野 彪, 小山一夫: *鉄と鋼*, 62 (1976), S591
- 9) H. NOUSHO, Y. SASAKURA, T. MIYAMOTO, and H. SAKURAI: *SAE paper 810031* (1981)