



# 超高張力冷延鋼板について

高橋 政司\*

## Ultra High Strength Cold Rolled Steel Sheet

Masashi TAKAHASHI

### 1. はじめに

自動車車体への高張力薄鋼板の導入は、米国における安全自動車対策から開始されたが、その後石油資源の節約のための燃費向上が強く要請されるようになってから板厚低減による車体軽量化を目的に、高張力薄鋼板の適用が広範囲な部品を対象に精力的に検討され、車体部品に適する高張力鋼板の特性や板厚低減の可能性が明らかにされてきた<sup>1)</sup>。通常、鋼の弾性係数は高張力化してもほとんど変わらないため、車体構造部材として剛性を要求される部品には単純な高張力鋼板への置換による板厚低減は不能であるが、強度上昇によつて板厚低減をはかれる部品も多い。特にバンパー、サイドメンバーあるいはドアガードバーのような衝突時に変形してエネルギーを吸収するのが主目的の部品への適用にはきわめて有効である。

鋼板の強度上昇は、加工が困難となり延性も低下してくるので、成形加工して使用するには限界があるが、形状が簡単でロール成形のような曲げを主とする方法で成形できるため、可能な限り強度を上げた部品の例としてドアガードバーがある。このような部品を対象に引張強さ 100 kgf/mm<sup>2</sup> をこえる超高張力冷延鋼板が開発され実用に供されている。この強度を得るための鋼の強化法としていくつかの方法が考えられるが、自動車の車体に適用するのであれば、成形後の熱処理による強化は焼付硬化以外は採用し難いので所要強度にてできるだけ延性が大きく加工に耐えること、スポット溶接が可能で必要な強度の得られること、およびコスト的に十分安価であることなどが要求される。これらの目的で開発された超高張力冷延鋼板の製造法およびその特性について以下に紹介する。

### 2. 製造方法と特性

#### 2.1 回復焼鈍法

これは米国の Youngstown 社で開発された、高張力熱延鋼板と冷間圧延後回復焼鈍の組み合わせによる方法である<sup>2)</sup>。一般に薄鋼板の強度は冷間圧延を加えること

によつて簡単に上昇させることができ、単純な低炭素鋼を用いれば安価に高強度化できる。フェライト系の鋼の冷間圧延率と降伏強さ増加は図 1 のような関係がある。

しかしながら、冷間加工は大幅な伸びの劣化を来し、例えば炭素量約 0.1% の低炭素鋼の焼鈍材は引張強さ約 35 kgf/mm<sup>2</sup> で 40% 前後の伸びがあるが、20% の冷間圧延にて引張強さは約 58 kgf/mm<sup>2</sup> となつても伸びは約 7% と大幅に低下しさらに 30% 以上の冷間圧延では伸びが 3% 以下になってしまう。なお冷間圧延率が 20% をこえると引張強さと降伏はほぼ一致する。このように冷間加工により高強度を得る方法は加工性を著しく阻害するが、回復焼鈍によつて大きな強度低下なく延性を改善することが可能である。

図 2 に 0.08% C の低炭素鋼および Ti 添加鋼の冷間加工後の焼鈍による降伏強さ、伸びおよび軟化傾向の変化を示すが、これらは金属組織の変化と対応しており、焼鈍の進行にともなつて回復、部分的再結晶および完全再結晶の三つの過程に分けられる。回復の過程は光学顕

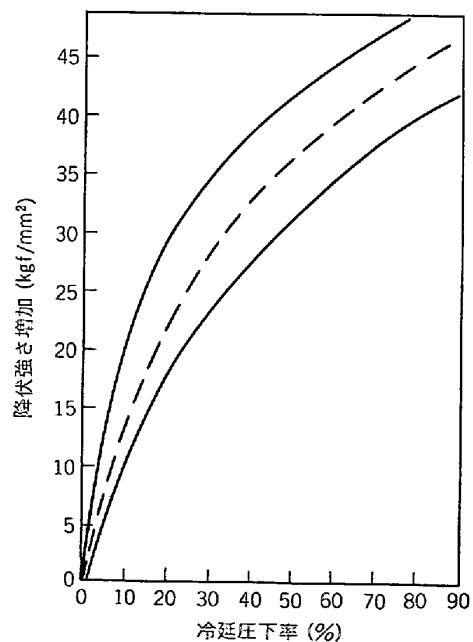
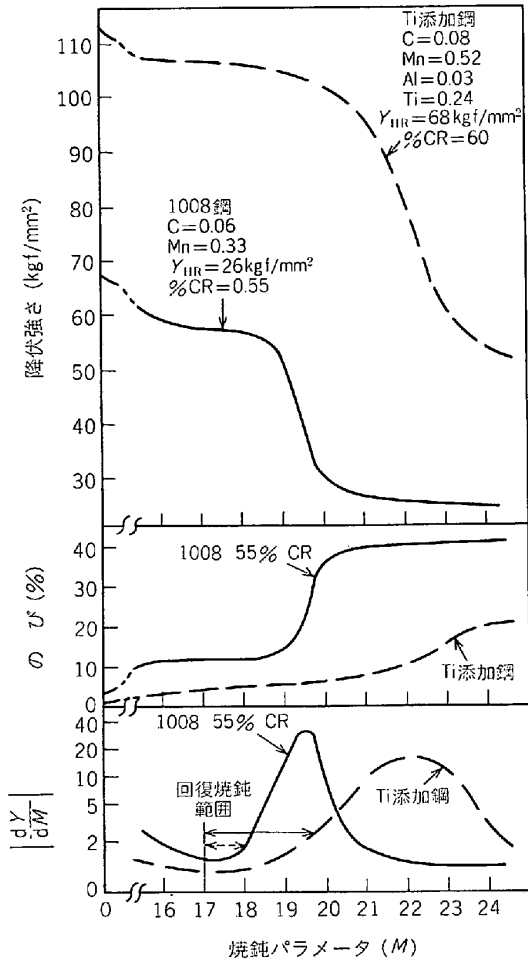


図 1 冷間圧延率と降伏強さの増加<sup>2)</sup>

昭和 56 年 12 月 3 日受付 (Received Dec. 3, 1981) (依頼技術資料)

\* 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)



$$M = T(\log t + 20) \times 10^{-3}, \quad T: \text{絶対温度 } t: \text{時間 (s)}$$

図 2 焼鈍による降伏強さ、のびおよび軟化傾向の変化<sup>2)</sup>

微鏡組織の上ではほとんど変化はないが、電子顕微鏡観察では転位の再配列や回復セルの形成が進行している。強度の低下はわずかで、圧延ままの 80~95% 程度であるのに対し、伸びの改善は大きく圧延ままに比し 2~3 倍向上する。部分的再結晶の過程ではわずかな焼鈍条件の変化で強度や伸びが大きく変わるため、安定した特性の確保が困難で実用的でなく、完全再結晶の過程は加工によつて上昇した強度が元に戻ってしまう。

冷間圧延の圧下率による強度上昇の割合は、フェライト系の鋼であれば大きくは変わらない。そこで強度の高い熱延鋼板を素材にすればそれだけ高強度の鋼板が得られることになる。熱延板の降伏強さを  $Y_{HR}$ 、冷間圧延または加工硬化による降伏強さの上昇を  $\Delta Y_{CR}$  とすれば、回復焼鈍後の降伏強さ  $Y_{REC}$  は次のようになる。

$$Y_{REC} = K(Y_{HR} + \Delta Y_{CR})$$

ここで  $K$  は 0.8~0.95 の値を取る。降伏強さ約 70 kgf/mm<sup>2</sup> の熱延鋼板を用い、約 60% の冷間加工を行えば上記の式から大略降伏強さ 100 kgf/mm<sup>2</sup> の鋼板が得られることがわかる。降伏強さ 70 kgf/mm<sup>2</sup> の熱延板は低炭素鋼に Nb, V あるいは Ti を添加して製造され

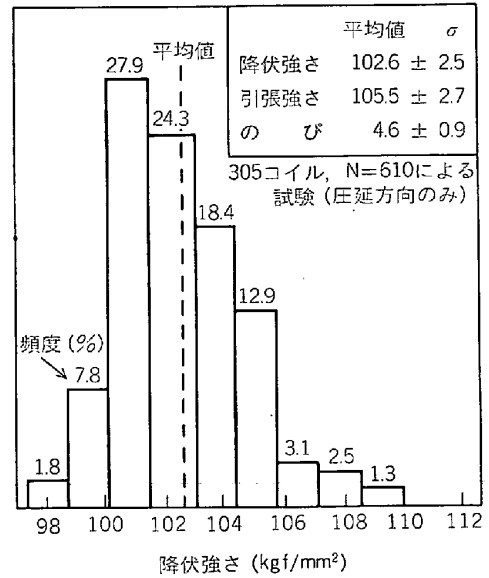


図 3 回復焼鈍法による超高強度冷延鋼板コイルの降伏強さ分布<sup>2)</sup>

る。これらの元素による強化は、炭化物や窒化物の微細析出によつているが、これら微細析出物は冷間加工後の焼鈍時の回復を遅らせる効果があり、回復焼鈍の範囲を拡大する。Ti を添加した高強度熱延鋼板を用い、60% 冷間加工後焼鈍した例を前出の図 2 に示してあるが、回復焼鈍の範囲が広く、安定した特性を得るのに有利である。

この回復焼鈍法は、回復が不十分であれば延性が不足し、過剰になると急激に軟化するので、目的とする特性のものをばらつき少なく得るには、冷間圧下率や焼鈍条件等の製造条件の管理が重要である。Youngstown 社では Ti 添加鋼により降伏強さが 98 kgf/mm<sup>2</sup> 級 (140 ksi 級) の超高強度鋼を 305 コイル作り図 3 に示すごとく平均値 102.6 kgf/mm<sup>2</sup>,  $2\sigma \pm 4.9$  kgf/mm<sup>2</sup> の結果を得ている。また伸びも 3~7% の範囲に 95% が入っているとしている。

### 2.2 水焼入法

冷延鋼板の連続焼鈍設備にてオーステナイト域あるいはフェライト+オーステナイト域に加熱して水焼入れを行えば、板厚の薄い場合冷却速度を極めて大きくできるため、比較的 low 成分でマルテンサイトあるいはフェライト+マルテンサイト組織を得、高張力鋼板を製造することが可能である。合金元素を含まない低炭素鋼にて、水焼入れを行い、低炭素マルテンサイトを得る強化法は高強度のぶりを得る方法として検討されてきた<sup>3)~5)</sup>。McFARLAND らは水焼入れのできる連続焼鈍ラインを開発し<sup>6)</sup>、これを応用して自動車部品用に合金元素を含まない高強度の低炭素マルテンサイト鋼板を製造している<sup>7)</sup>。焼入れのままのマルテンサイト冷延鋼板の引張特性と炭素量の関係を図 4 に示すが<sup>8)</sup>、0.07%C で約 110 kgf/mm<sup>2</sup>, 0.18%C にて約 150 kgf/mm<sup>2</sup> の引張強さと

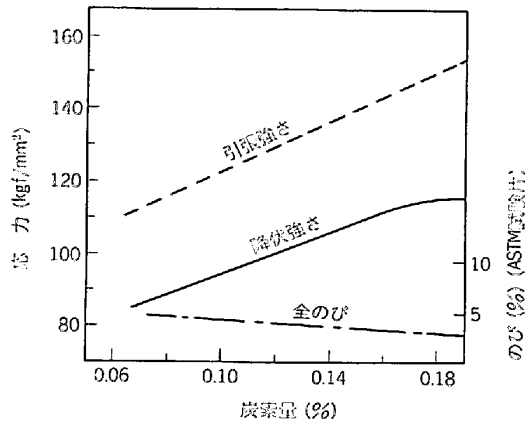


図 4 焼入れまま低炭素鋼板の機械的性質におよぼす炭素量の影響<sup>9)</sup>

なる。この引張強さに対する炭素量の効果として 0.04~0.2% C の範囲にて次式が提案されている<sup>9)</sup>。

$$TS \text{ (kgf/mm}^2\text{)} = 837 + 3.937C \text{ (wt}\%\text{)}$$

このように強度は炭素量によって大きく変わるが、伸びは約 4% と小さくしかもあまり変化しない。低炭素マルテンサイトは焼入れままにてオートテンパーされるので、靱性回復のための焼もどしは不要とされており、伸びの改善も期待されるが、さらに焼もどしを行つても強度は大きく低下するのに対し、伸びの向上はあまり大きくない。この低炭素マルテンサイトは同じ炭素量の焼鈍材に比較して加工硬化および歪み時効がはるかに大きいので、降伏比が製造工程の影響を受けて大きく変わるので、降伏強さよりも引張強さを基準にする方が良いようである。焼入れままの降伏比は 0.75~0.79 程度であるが実際の製品では 0.88~0.97 となっている<sup>9)</sup>。

冷延鋼板の水冷型連続焼鈍炉を用いて、超高張力冷延鋼板を得る方法が中岡らによつて検討されている<sup>10)11)</sup>。炭素量 0.11~0.14% 程度の Si-Mn 鋼を用い、板厚 0.6~1.2 mm の冷延板として高温から噴流水中に焼入れ、200~250°C にて焼もどし後 0.5% の調質圧延して特性を調査した。結果の一部を図 5 に示すが、焼入温度を変えて引張強さ 140 kgf/mm<sup>2</sup> までの超高張力鋼板を得ている。焼入温度が高い場合マルテンサイト単相であるが、焼入温度の低い場合はフェライトとオーステナイトの二相共存域から焼入れされることになり、フェライトとマルテンサイトの 2 相混合組織すなわち複合組織鋼 (Dual Phase 鋼) となる。強度延性バランスを TS×EI で評価すると、図に見られるように、マルテンサイト単相よりも複合組織になつている方が良好であるといえる。炭素量が 0.13~0.14% の鋼にて Mn 量および Si 量と焼入温度を変えたときの強度と伸びの関係を図 6 に示す<sup>12)</sup>。この場合いずれも焼入れ後 250°C の焼もどしを行つている。この図から Mn 量の増加あるいは焼入温度の上昇は強度を大幅に向上させることがわかる。一般に Si 量の増加は Dual Phase 鋼の延性を向

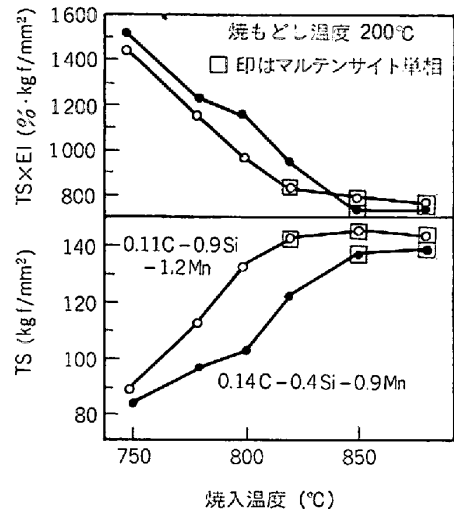


図 5 水焼入法による高張力鋼板の焼入温度による引張強さおよび強度-延性バランスの変化<sup>10)</sup>

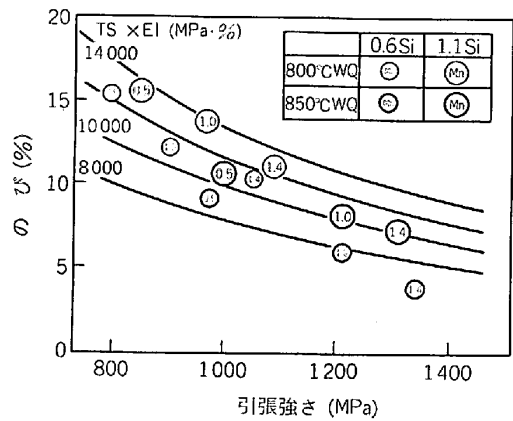


図 6 水焼入法による超高張力鋼板の強度およびのびにおよぼす Mn および Si の影響<sup>11)</sup>

上させることは広く認められているが、この超高張力鋼でも Si 量の増加は強度伸びバランスを大きく改善している。

### 2.3 ガスジェット冷却法

水焼入法のように加熱後の冷却速度を非常に大きく取れる装置では少ない合金元素ではほぼ 100% かそれに近いマルテンサイト量を得、成分的には低コストで超高張力鋼板を製造できるが、ステンレスの熱処理ラインや溶融亜鉛めつきラインを活用する場合、あるいはガスジェット冷却による連続焼鈍ラインなど冷却速度の十分大きくない設備にて製造するには成分や製造条件に若干のくふうが必要となる。

溶融亜鉛めつきラインを改造し、亜鉛ポットをパイパスできるようにした装置を用い 100 kgf/mm<sup>2</sup> 級の超高張力鋼板を製造した例<sup>13)14)</sup> を以下に示す。このラインは板厚 3.2 mm のものまで処理でき、最高加熱温度が 1000°C、冷却速度は 1.2 mm 厚の板で約 20°C/s である。このラインにより超高張力鋼板を得るための製造条件を 1.2 mm 厚の冷延鋼板により、成分および加熱温度

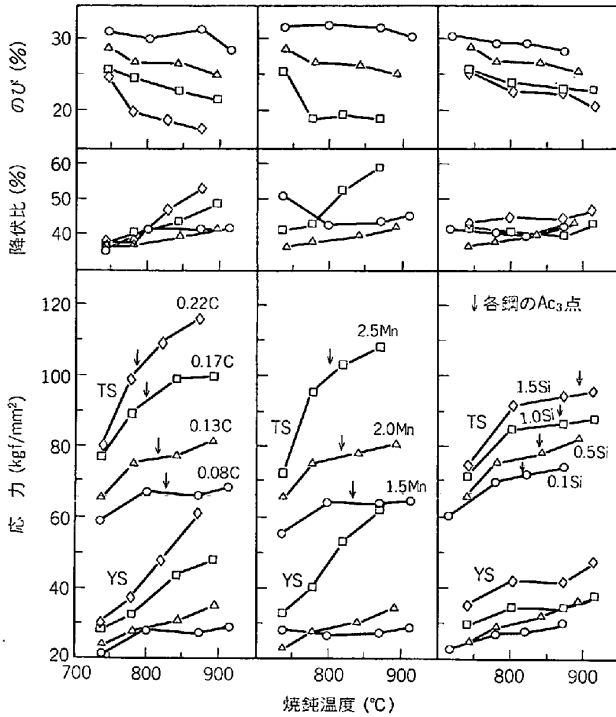


図7 ガスジェット冷却法による高張力鋼板の機械的性質におよぼすC, Mn, Siの影響<sup>14)</sup> (ベース成分: 0.13C-0.5Si-2.0Mn-0.04Al)

を変えて検討した。基本成分を 0.13C-0.5Si-2.0Mn とし、C, Si, Mn 量および加熱温度を変えた場合の強度および伸びの変化を図7に示す。引張強さ 100 kgf/mm<sup>2</sup> 以上の超高張力鋼板を得るにはC量を 0.17% 以上あるいは Mn 量を 2.5% 以上とし、加熱温度を 800°C 以上と高くする必要があり、水焼入法に比較して合金成分が多く必要である。この場合、加熱温度がフェライト+オーステナイト域であればフェライト+マルテンサイト組織になるが、加熱温度がオーステナイト域になるとベイナイトを主とする組織となる。フェライト以外の第二相の体積率と機械的性質の関係を図8に示すが、同じ 100 kgf/mm<sup>2</sup> 級でもフェライト+マルテンサイト組織の場合よりもベイナイト主体の組織の方が降伏点が高く伸びがすぐれているようである。またこの製造法で、曲げ性に対する製造条件の影響が検討されており<sup>15)</sup>、図9に示すように Ac<sub>3</sub> 点以上の焼鈍が良好である。これはオーステナイト域への加熱によるバンド組織の消失によると考えられる。

二相共存域に加熱後、適当な冷却速度で急冷しフェライト+マルテンサイト組織にする Dual Phase 鋼においてその強度はマルテンサイトの体積率に比例して上昇するとされており<sup>16)</sup>、100 kgf/mm<sup>2</sup> 級の鋼を得るには約 60% のマルテンサイト相が必要と推定される。比較的冷却速度の遅い設備を用いて高強度の Dual Phase 鋼を得るには、上述のようにC量を増すか、合金元素を添加する方法が考えられる。C量の増加は、二相共存域に加熱したときのオーステナイト量を増し冷却後のマルテン

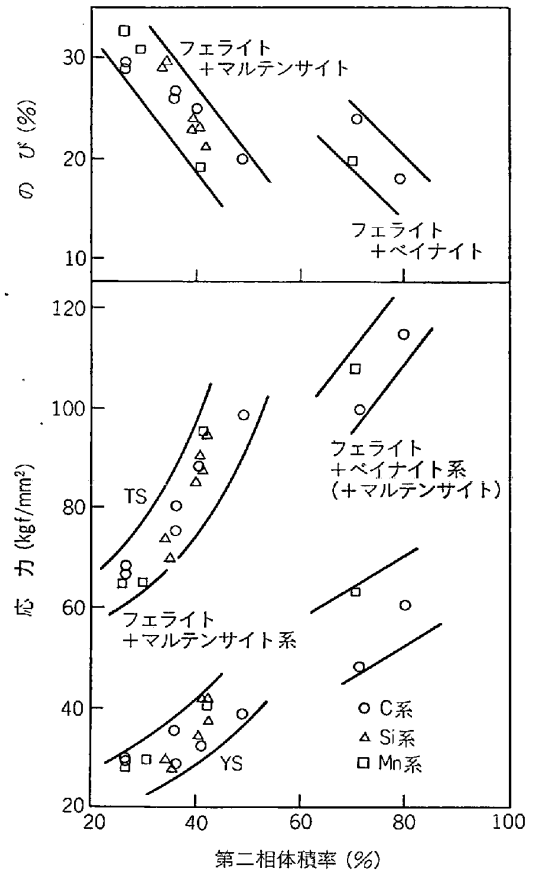


図8 ガスジェット冷却法による高張力鋼板の第二相体積率と機械的性質の関係<sup>14)</sup>

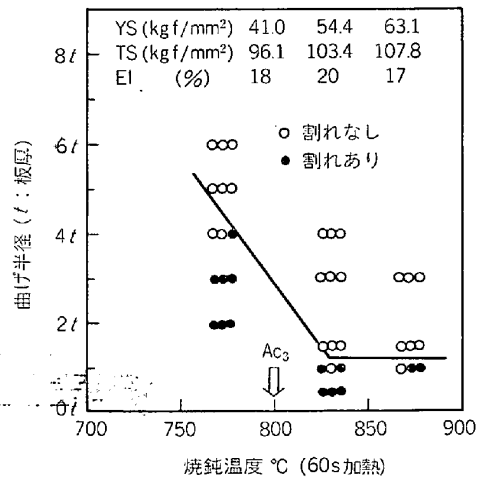


図9 ガスジェット冷却法による超高張力鋼板 (0.14C-0.5Si-2.5Mn-0.04Al) の曲げ性におよぼす焼鈍温度の影響<sup>15)</sup>

サイト量を増やすものであるが、溶接性を劣化させるので限界がある。合金元素の添加はオーステナイトの焼入性を向上させ冷却後のマルテンサイト量の増加をはかるもので Mn の他 Cr, Mo, V 等が利用されるがコスト高となる。

次に、ガスジェット冷却法による冷延鋼板の連続焼鈍ラインを利用した例として、権藤らは未細結晶フェラ

イと島状マルテンサイトとの複合組織による 100 kgf/mm<sup>2</sup> 級冷延鋼板の製造法を報告している<sup>17)</sup>。これは 0.092C-0.25Si-2.1Mn の低炭素鋼に Ti を 0.082% 添加したアルミキルド鋼を、冷間圧延後二相共存域の比較的低温側に加熱し 2~5°C/s の速度で冷却する。焼鈍の加熱温度と強度および伸びの関係は図 10 に示すごとくで、焼鈍温度が Ac<sub>1</sub> 以上になると生じたオーステナイトが連続焼鈍ラインの急冷によりマルテンサイト化する一方 Ti 添加によりフェライトの再結晶温度が上昇するため、再結晶粒が認められるのは 800°C 以上となるの

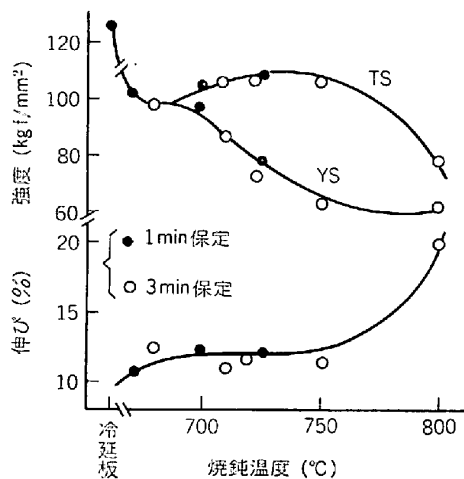


図 10 ガスジェット型連続焼鈍ラインによる超高張力鋼板の機械的性質におよぼす焼鈍温度の影響<sup>17)</sup>

で 730~750°C の焼鈍温度を選べば、未再結晶フェライトとマルテンサイトの複合組織が得られる。このように一種の回復焼鈍であるため最適温度範囲はせまいが連続焼鈍の利点として均一な熱処理が可能で、伸びが 10% をこえ降伏比 0.75~0.85 の加工性のすぐれた 100 kgf/mm<sup>2</sup> 級の鋼板が得られるとしている。

2.4 各製造法による製品特性

上記の各製造法により、実際の工場設備にて製造された製品の特性について報告されたデータをまとめると表 1 のようになる。回復焼鈍は降伏強さが高く、伸びは大きくないが、特別の設備なしに製造できる利点がある。水焼入れによるマルテンサイト鋼は成分的に最も安価であるが、伸びがやや低くなる傾向があり、Dual Phase 鋼は降伏点が低く良好な伸びを示す。ガスジェット冷却は水焼入れ法に比べ Mn や Cr などを多く添加する必要がある。このように 100 kgf/mm<sup>2</sup> 級の超高張力冷延鋼板に対し、種々の製造法が提案され、異なつた特性の製品が製造されているが、適用する部品に要求される加工性、活用できる製造設備、および製造コストの点から製造法が選定されているものと思われる。

3. 実部品への適用

超高張力冷延鋼板の自動車部品への適用例に初めにも述べたごとくドアガードバーがあり、超高張力冷延鋼板の特性もこれができることを一つの目標としているため、以下これを対象に材料特性を考えてみる。ドアガー

表 1 超高張力冷延鋼板の製造例

製造設備	処理条件	化 学 成 分 (%)					板厚 (mm)	方向	機 械 的 性 質				組 織	文 献	
		C	Si	Mn	Al	Ti			Y S (kgf/mm <sup>2</sup> )	T S (kgf/mm <sup>2</sup> )	El* (%)	Y R			曲げ (t)
箱焼鈍炉	回復温度域焼鈍	0.07	—	0.84	0.04	0.27	1.1	L	105.1	108.6	7	0.97	回復組織	2	
		—	—	—	—	—		T	116.9	120.5	4	0.97			
連続焼鈍 + 水焼入れ装置	Ac <sub>3</sub> 以上加熱 水焼入れ	0.06	—	0.30	—	—	0.9	L	86.8	113.3	3.7	0.77	マルテンサイト	7	
		~0.09	—	~0.60	—	—		T	92.7	120.1	3.6	0.77			
		0.10	—	0.30	—	—		L	97.2	127.2	4.0	0.76			
		~0.12	—	~0.60	—	—		T	98.1	128.6	3.1	0.76			
水焼入れ型連続焼鈍ライン	Ac <sub>3</sub> ~Ac <sub>3</sub> 間または Ac <sub>3</sub> 以上加熱水焼入れ 200°C 焼もどし	0.15	—	0.30	—	—	0.6	L	112.7	144.3	3.9	0.78	フェライト + マルテンサイト または マルテンサイト	9	
		~0.17	—	~0.60	—	—		L	116.1	154.3	3.8	0.75			
		0.18	—	0.30	—	—		L	109.6	158.9	3.3	0.69			
		~0.20	—	~0.60	—	—		T	102.0	102.0	5.1	5.0			
		0.11	—	0.5	—	—		0.8	103.1	11.2	5.0				
溶融亜鉛めつき改造ライン	Ac <sub>3</sub> 以上加熱ガスジェット冷却	0.13	—	0.5	—	—	0.9	L	132.2	3.8	5.5	10			
		0.14	1.12	0.44	—	—		L	103.5	10.9	1.0				
		0.14	0.31	1.32	—	—		L	140.4	5.6	2.0				
		—	—	—	—	—		T	75.4	105.3	16.4		0.72	1.5	
ガスジェット冷却連続焼鈍ライン	Ac <sub>1</sub> ~Ac <sub>3</sub> 間加熱、ガスジェット冷却	1.3	0.50	2.6	0.045	—	1.2	L	75.0	106.2	16.2	0.71	2.0	ベーナイト + フェライト	13
		0.092	0.25	2.1	0.022	0.082		T	77.0	100.8	12	0.76	—		
ガスジェット冷却連続焼鈍ライン	Ac <sub>1</sub> ~Ac <sub>3</sub> 間加熱、ガスジェット冷却	—	—	—	—	—	1.2	L	77.0	100.8	12	0.76	回復組織 + マルテンサイト	16	
		—	—	—	—	—		T	86.8	103.2	11	0.84			2.0
ガスジェット冷却連続焼鈍ライン	Ac <sub>1</sub> ~Ac <sub>3</sub> 間加熱、ガスジェット冷却	—	—	—	—	—	1.0	L	78.6	105.6	12	0.74	回復組織 + マルテンサイト	16	
		—	—	—	—	—		T	94.7	113.1	9	0.83			2.0

\* 文献 2) および 7) の場合 ASTM 試験片

ドバーは図 11<sup>18)</sup> に示すようにドア内部に収められ、自動車の側面からの衝突に対しドアの変形を小さくしようとするもので、米国ではこの側面衝突安全性が法規化され、ドアの変形強度について MVSS No 214 の規格がある。したがって、このドアガードバーは常時応力が加わることはなく、衝突時に変形してエネルギー吸収の役目を果たせばよいのでできるだけ軽量であることが好ましい。

ドアガードバーの形状は波形の断面で、ロール成形または曲げ加工を主体に成形するため加工性はそれほど要求されない。しかし同じ引張強さであれば、降伏強さが低く、伸びの大きい方が成形上好ましく、Dual Phase 鋼が有利である。一方衝突時の変形によるエネルギー吸収に対し、降伏点の影響が検討されている。これはバンパーをモデルに成形品を後出の図 13 内に示すような三点曲げを行い、折曲げの圧壊強度に対する材料特性が調査されたものである<sup>19)</sup>。その結果によれば、圧壊の最大荷重  $P_{max}$  は鋼板のひずみ 3% のときのフローストレ

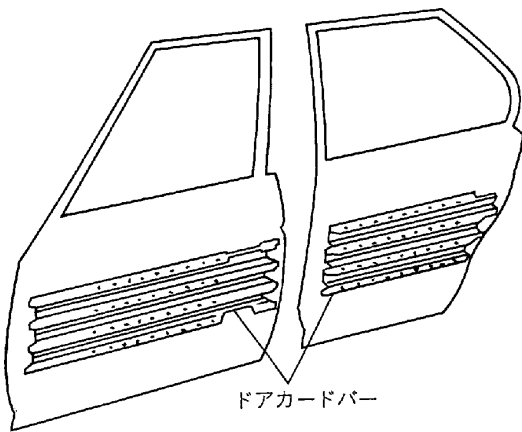


図 11 ドアガードバーのドアへの取り付け<sup>18)</sup>

ス  $\sigma_3$  と非常に良い相関を示すが、 $\sigma_3$  を引張強さ TS と降伏強さ YS の平均値でおきかえても良く、板厚を  $t$  とすれば、

$$P_{max} = a[(TS + YS)/2]^{0.8} \cdot t^2$$

( $a$  は係数)

で表されることを示している。これから低降伏比の Dual Phase 鋼を使用しても圧壊強度は十分期待できるといえる。

部品への組み立てあるいは車体への取り付けはスポット溶接が主となる。鋼板の製造条件により溶接部強度と母材強度の関係が大きく異なってくると推測されるが、詳細な報告は少なく、成分や強度による溶接条件の変更はあつても在来の設備で十分対応できるようである。こ

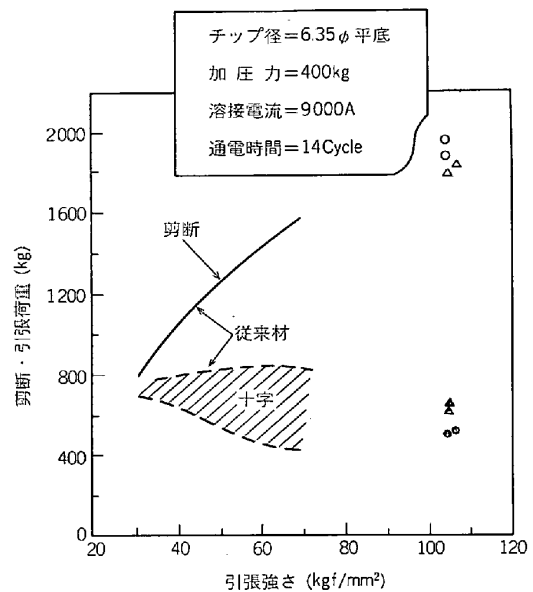


図 12 超高張力鋼のスポット溶接強さ<sup>14)</sup>

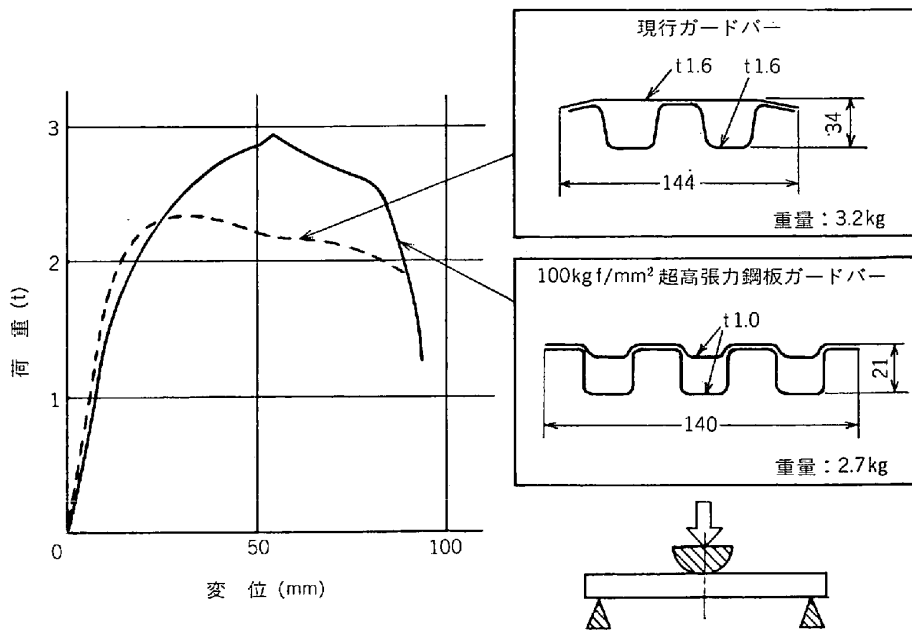


図 13 ドアガードバーの単体曲げ試験<sup>21)</sup>

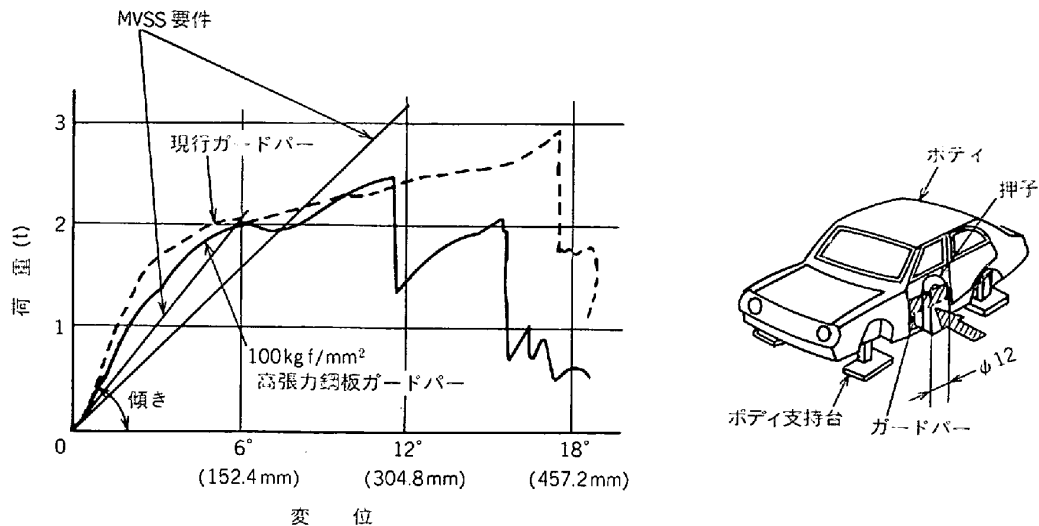


図 14 ドアガードバーのボディ組み込みによる MVSS No. 214 実験結果<sup>21)</sup>

これは溶接部がドアガードバーの変形強度に直接影響しない部位になるからであろう。ガスジェット冷却法による 100 kgf/mm<sup>2</sup> 級鋼にて母材引張強さと剪断および十字引張強さの関係を調査した例を図 12 に示すが<sup>14)</sup>、剪断強さは母材引張強さとともに上昇し、十字引張強さはあまり変化しないという従来の高強度鋼板で認められる傾向の延長上にあることがわかる。

この超高張力鋼をドアガードバーに適用するに当たり、高強度を生かした断面形状の検討が種々行われている<sup>20) 21)</sup>。素材強度が高い分単純に板厚を低減したのでは座屈現象が顕著に発生し、エネルギー吸収特性が低下するので、断面形状の設計要件を検討してこれに対処した例を図 13 および図 14 に示す<sup>21)</sup>。60 kgf/mm<sup>2</sup> 級の鋼板を使用した従来のドアガードバーに比し、厚みが 34 mm から 21 mm に薄くなり、使用鋼板厚さが 1.6 mm から 1.0 mm に減少し 15% 軽量化されたにもかかわらず、三点曲げの場合より高い圧壊荷重を得、ドアに組み込んだ結果でも従来のものよりも若干荷重は低くなるが、MVSS 条件を十分満足するものを得ている。

#### 4. おわりに

加工して使用される自動車用冷延高張力鋼板の極限と考えられる 100 kgf/mm<sup>2</sup> 級超高張力冷延鋼板に対していくつかの製造法が提案され、製品が作られている。その製造法は製品に要求される特性および加工性と活用できる製造設備あるいは製造コストの点から選定されてきた。現状では形状が簡単なドアガードバー等にしか実部品としては採用されていないが、衝突時の衝撃力緩和のために 60~100 kgf/mm<sup>2</sup> の鋼板が用いられる部材で通常高い静荷重や変動荷重を受けないものは超高張力鋼板の使用によりさらに軽量化できる可能性がある。これを阻むものは加工の困難さと材料の延性の低下であるが、加工技術の進歩および製造技術の改善により、これら超

高張力鋼板の使用量は増加して行くと考えられる。

#### 文 献

- 1) 古林 忠, 塩川昌男, 今井英二, 山崎勝二郎: 日産技報, (1979) 14, p. 31
- 2) P. B. LAKE and J. J. GRENWALT: SAE paper 770163 (1977)
- 3) W. H. McFARLAND: Trans. AIME, 233 (1965), p. 2028
- 4) K. J. ALBUTT and S. GARBER: JISI, 204 (1966), p. 278
- 5) J. M. WALLBRIDGE and J. G. PARR: JISI, 205 (1967), p. 750
- 6) W. H. McFARLAND: U. S. Patent No. 3, 378, 360 (1968)
- 7) W. H. McFARLAND and H. L. TAYLOR: SAE paper 690263 (1969)
- 8) P. R. MOULD: SAE paper 740953
- 9) T. E. FINE and S. DINDA: SAE paper 750222 (1975)
- 10) 高田芳一, 樺沢真事, 荒木健治, 能勢二郎, 中岡一秀: 鉄と鋼, 63 (1977), S317
- 11) 中岡一秀, 荒木健治, 高田芳一, 能勢二郎: 日本鋼管技報, (1977) 75, p. 253
- 12) K. NAKAOKA, Y. HOSOYA, M. OHMURA, and A. NISHIMOTO: Structure and Properties of Dual-Phase Steels, ed. by R. A. KOT and J. W. MORRIS (1979), p. 330 [AIME]
- 13) 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
- 14) 倉重輝明, 済木捷郎, 嶋田泰雄, 永井秋男, 長尾典昭, 日野貴夫: 住友金属, 33 (1981), p. 519
- 15) 高橋政司, 長尾典昭, 岡本篤樹, 永井秋男: 鉄と鋼, 67 (1981), S1181
- 16) R. G. DAVIS: Met. Trans., 9A (1978), p. 671
- 17) 権藤 永, 武智 弘, 河野 彪, 小山一夫: 鉄と鋼, 62 (1976), S591
- 18) S. DINDA, D. K. KELLEY, and A. S. KASPER: SAE paper 780139 (1978)
- 19) 塩川昌男, 古林 忠, 納所 宏, 山崎勝二郎, 田中敏夫, 福田水穂: 日産技報 (1980) 16, p. 59
- 20) T. E. FINE and S. DINDA: SAE paper 750222
- 21) 納所 弘, 宮本 健, 桜井 宏, 清水伸敏: 日産技報, (1979) 15, p. 49