

自動車構造用超高強度鋼板の現状

Recent Advances in Ultra High Strength Steel Sheet for Automotive Structural Use

山 崎 一 正^{*(1)}
Kazumasa
YAMAZAKI

水 山 弥 一 郎^{*(2)}
Yaichiro
MIZUYAMA

岡 賢^{*(3)}
Masaru OKA

土 屋 裕 嗣^{*(4)}
Hiroshi TSUCHIYA

安 田 秀 明^{*(5)}
Hideaki YASUDA

抄 録

自動車車体の強度部材として重要になってきた超高強度鋼板の諸特性に関して、現在までに得られている知見をまとめた。加工性、遅れ破壊特性、スポット溶接性、疲労特性などと金属組織、化学成分、製造条件との関係が詳細に明らかにされている。特に、加工性は組織の均質性と深い係わりがあり、組織を均質化することにより大きく向上させることができる、遅れ破壊特性は残留オーステナイト量と関係があり、これを減らすことによって発生を防止できる、などの知見が得られている。これらの知見をもとに優れた特性の超高強度鋼板が製造されている。

Abstract

Knowledge so far obtained of various characteristics of ultra high strength steel sheet that have been weighing with reinforced members for car body was gathered and rounded off. It has been made known in detail from the knowledge that there exist the relations between formability, delayed cracking property, spot weldability, fatigue property etc and metallographic structure, chemical composition, and manufacturing condition. Especially, the formability is deeply related to the homogeneity of microstructure, which make the formability improved greatly. The delayed cracking property is closely related to the amount of retained austenite, and by decreasing which makes it possible to prevent occurrence of the delayed cracking. On the basis of such knowledge, the ultra high strength steel sheets with superior properties are now being manufactured.

1. 緒 言

軽量化、衝突安全性の点から、自動車車体においても、引張強度が980MPaを越える超高強度鋼板が使用されてきている。ホワイト・ボディーの内外板には、主として引張強度 340~440MPaの高強度鋼板（以下、ハイテンと記す）が使用されているが、バンパーレインフォース、ドアインパクトビームなど特に強度が必要な部材には、引張強度590MPa以上のハイテンが使用され^{1,2)}、更に最近では引張強度980MPa以上の、一般的に超ハイテンと呼ばれる高強度鋼板が使用されるようになった³⁾。衝突安全性が重要視されるようになった現在、超ハイテンの役割はますます大きくなってきている。

超ハイテンの適用にあたっては、一般のハイテンと同様に加工性、スポット溶接性、化成処理性、疲労特性等を満足しなければならない。しかし、従来のハイテンでは考えられなかった遅れ破壊特性についても十分考慮しなければならない。又、加工性に関しても、従来の冷間圧延（以下、冷延と記す）鋼板とは視点を変えた見方をしないと十分その性能が発揮できないことが分かってきた^{4,5)}。

そこで、本報では、超ハイテンの金属組織と加工性との関係、遅れ破壊特性、その他具備すべき特性に関して今までに得られた知見をまとめた。強度としては、超ハイテンと特性として同じ範ちゅうに入ると考えられる780MPa以上の冷延ハイテンについて取り扱った。

2. 超ハイテンの種類

現在、自動車メーカーで使用されているもの、及び使用が検討されている冷延超ハイテンを表1に示す。化学成分は、製造時の焼鈍設備の仕様によって異なる。水冷装置を有する連続焼鈍設備では、

表 1 自動車用超ハイテンの種類と化学成分、機械的特性値

Tensile strength	Chemical compositions mass %						Mechanical property		
	C	Si	Mn	P	S	Ti	YP MPa	TS MPa	El %
780MPa	0.06	0.70	2.4	≤0.015	≤0.015	—	620	850	18
980MPa	0.14	0.50	2.4	〃	〃	—	750	1050	15
1180MPa	0.14	0.50	2.5	〃	〃	0.05	950	1250	10
1370MPa	0.15	0.50	2.7	〃	〃	0.05	1150	1420	8

⁽¹⁾ 技術開発本部 名古屋技術研究部 主幹研究員⁽²⁾ (株)日鉄テクノリサーチ 解析部 技術主管*⁽³⁾ 名古屋製鐵所 品質管理部 専門部長*⁽⁴⁾ 名古屋製鐵所 品質管理部 掛長*⁽⁵⁾ 名古屋製鐵所 品質管理部

(現 吉川工業(株) 名古屋支店長)

焼入れのための合金元素は少なく済むが、冷却速度のやや遅い気水冷却装置で冷却する焼鈍設備では合金成分は高くなる。しかし、気水冷却では鋼板の形状が悪くなり難いなどの利点があり、それぞれに一長一短がある。本報では、気水冷却タイプの連続焼鈍設備(C. A. P. L.)で製造したハイテンについて述べる。表1は気水冷却タイプのC. A. P. L.で製造している例である。引張強度1370MPaクラスまでの製造が可能となっている。これ以上の強度では後述のように遅れ破壊の問題が避けられなくなるので、実用化には至っていない。

一般に鋼板の強化方法には、固溶体強化、析出強化、変態組織強化があり、強度の低いところでは固溶体強化を用い、強度が高くなるにつれて析出強化、変態組織強化と強化方法を変えている。超ハイテンでは変態組織強化を利用し、遅れ破壊特性、スポット溶接性を確保する上で炭素含有量に上限があることから、強度の不足分を補うために析出強化が併用される。写真1に1370MPa級の超ハイテンの金属組織を示す。ペイナイトを主体にマルテンサイトを含有する組織となっている。

強度と伸びの関係は図1に示すとおりである。超ハイテンの加工性は伸びで議論されることが多い⁹⁾が、この伸びは加工性とはかならずしも対応していない。加工性は、次項で述べるように、組織の均一性との関係が非常に大きい。r値は、一般の軟鋼板に比べて低く、1.0程度である。しかし、加工性の良い材料であれば、多段成形により絞り比2.0程度まで十分に加工が可能である。

3. 超ハイテンの諸特性

3.1 超ハイテンの加工性と金属組織の関係

超ハイテンは、加工法として主に曲げ加工が中心の部品に適用さ

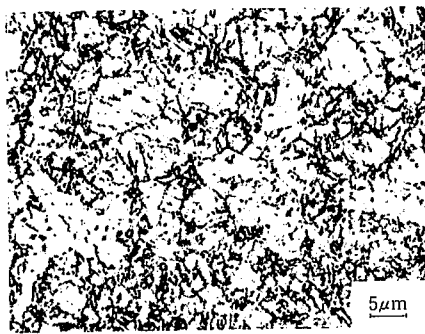


写真1 1370MPa級超ハイテンの組織

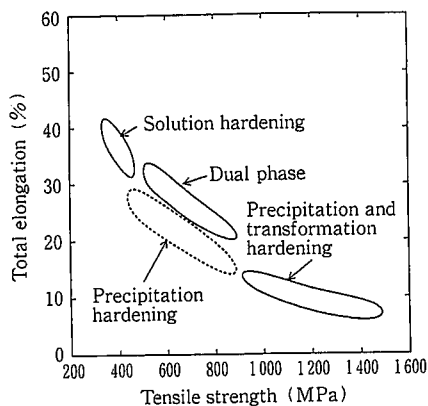


図1 引張強度と伸びの関係

れる。写真2に鋼板製ドアインパクトビームの成形例を示す。この例のように、超ハイテンの部品ではハット型断面を持つ形状に、一部絞り加工が加わったものが多い。そこで、このような加工をシミュレートするために、図2に示す形状のプレス品を作製し、成形性を評価した。供試材としては、表2に示す化学成分を有する鋼に種々の条件で焼鈍を施し、引張強度、伸びを変化させた材料を作製し用いた。成形性の評価では、強度レベルを合わせるために引張強度1000MPa級のものを選んで用いた。図3(a)に成形高さと全伸びの関係、図3(b)に曲げ性との関係を示す。ここでの“全伸び”は、

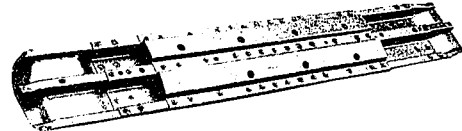


写真2 ドアインパクトビームの例

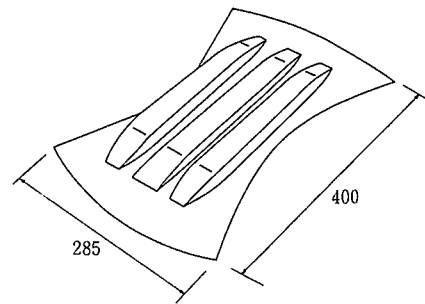
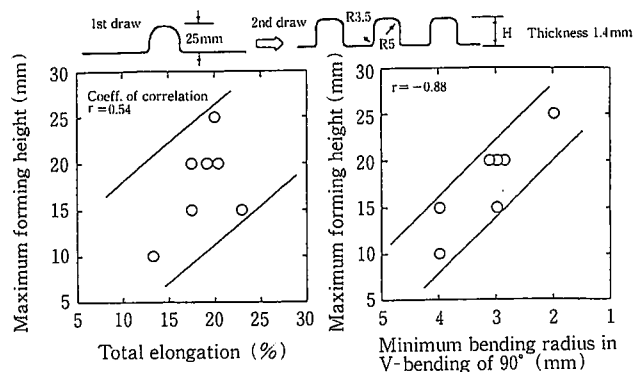


図2 モデル成形品の形状

表2 供試材の化学成分 (mass %)

No	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	B
1	0.09	0.25	2.13	0.011	0.005	0.025	0.0031	0.071	—	—
2	0.12	0.51	1.90	0.013	0.003	0.030	0.0033	0.037	—	—
3	0.13	0.48	2.23	0.015	0.003	0.042	0.0029	0.059	—	—
4	0.13	0.52	2.30	0.014	0.004	0.034	0.0027	0.040	—	0.0015
5	0.14	0.44	1.65	0.016	0.002	0.032	0.0029	—	—	—
6	0.14	0.59	2.26	0.008	0.003	0.024	0.0040	0.045	—	—
7	0.14	0.50	2.66	0.017	0.003	0.030	0.0044	0.098	—	0.0020
8	0.15	0.47	2.66	0.015	0.001	0.024	0.0031	0.002	—	—
9	0.15	0.04	2.39	0.030	0.006	0.036	0.0050	0.001	0.032	—
10	0.16	0.48	2.23	0.012	0.002	0.024	0.0050	0.055	—	—



(a) 全伸びとの関係

(b) 曲げ性との関係

図3 成形高さに及ぼす全伸びと曲げ性の関係

JIS5号試験片を用いて標点間距離を50mmとして、引張試験により測定された伸びである。又、曲げ性は、Vブロックに所定の先端半径を持つポンチを押し込み、90°曲げを行い、割れが発生しなかった最小の半径を最小曲げ半径として評価した。図3から明かなように、超ハイテンの成形性は“全伸び”よりも曲げ性の方が良く対応している。このことから、超ハイテンの成形性は、曲げ性で評価できる局部延性が支配的であるといえる。

そこで、曲げ性を支配する要因を明らかにするために、組織との関係を調査した。まず、熱間圧延の冷却速度、その後の熱処理、焼鈍条件等を変えることにより、さまざまな組織を持つ鋼板を製造した。その代表的な組織の例を写真3に示す。

(a)は均質な組織であり、(b)は層状の不均質さを有するもの、(c)は島状に軟質部の存在する不均質組織である。この組織の均質性を表す指標として、鋼板表面からロックウェル硬さのCスケールで2mm間隔に5点硬さを測定し、この硬さの標準偏差を用いることにした。これを組織均質性指標とした。最小曲げ半径と“全伸び”及び組織均質性指標との関係を見ると、図4、5のようになる。ここで注目すべきは、限界曲げ半径と“全伸び”とは全く相関がないことであり、組織均質性指標と最小曲げ半径とは良く対応していることである。又、引張強度と最小曲げ半径との関係を見ると、図6のようになる。曲げ性は引張強度とは対応せず、引張強度が高くて組織の均質性が高ければ、良好な曲げ性を得ることができる。このことから、超ハイテンの成形性は組織の均質性が重要な支配因子であるといえる。

次に、組織の均質性と曲げ性との関係の詳細に見るために、曲げ表面の歪分布を測定した。鋼板表面を硝酸水溶液で腐食し、結晶粒界を現出させた後、特定の結晶粒界を標点として用い、約50μmを標点間距離として微小部分の歪分布を求めた。図7に測定結果を示す。不均質な組織の場合、曲げ変形を与えると、均質な組織に比べて極端に歪の低い領域を現出する。写真3(b)のような層状の不均質組織では大きな周期で低歪域が存在し、(c)のような島状の不均質組織ではかなり短い周期で歪の低い領域が存在する。高歪域は、フェライト主体の軟質で延性の良い組織であり、低歪域はマルテンサイト主体の硬質な相の集積部である。曲げ変形を加えたときの亀裂は、図7の(b)に↑印で示したように軟質部と硬質部の境界部分あるいは硬質層の内部で発生する。このように、不均質な組織の材料では、歪が均一に伝播されず局部的に高歪域ができ、周囲の延性の低い部分との境界で亀裂が発生し、曲げ性を低下させるものと考えられる。

以上は曲げ性を中心に成形性を見てきたが、伸びフランジ性についても同様のことがいえる。伸びフランジ性を評価するために、穴

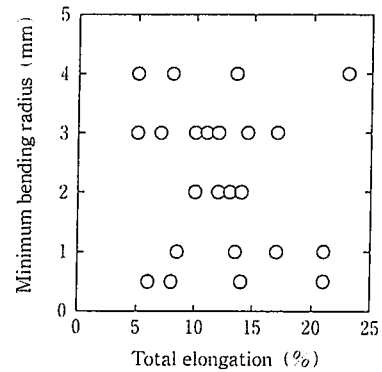


図4 全伸びと最小曲げ半径の関係

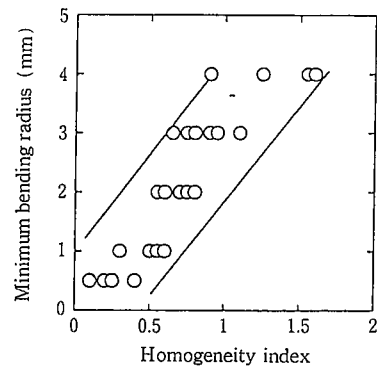


図5 組織均質性指標と最小曲げ半径の関係

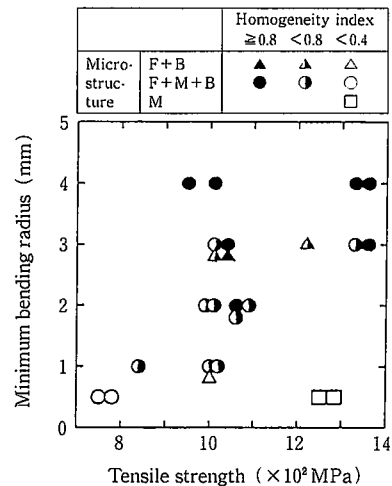


図6 引張強度と最小曲げ半径の関係

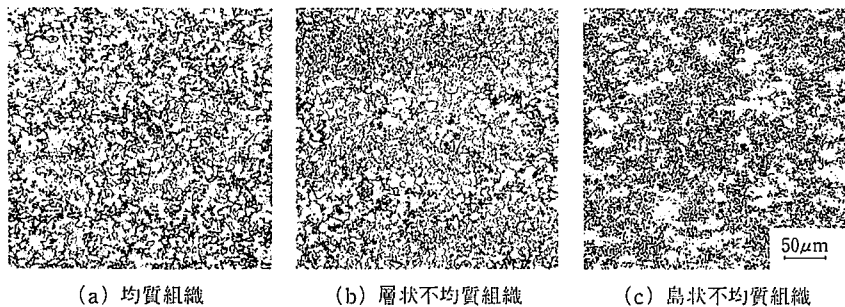


写真3 超ハイテンの均質及び不均質な組織

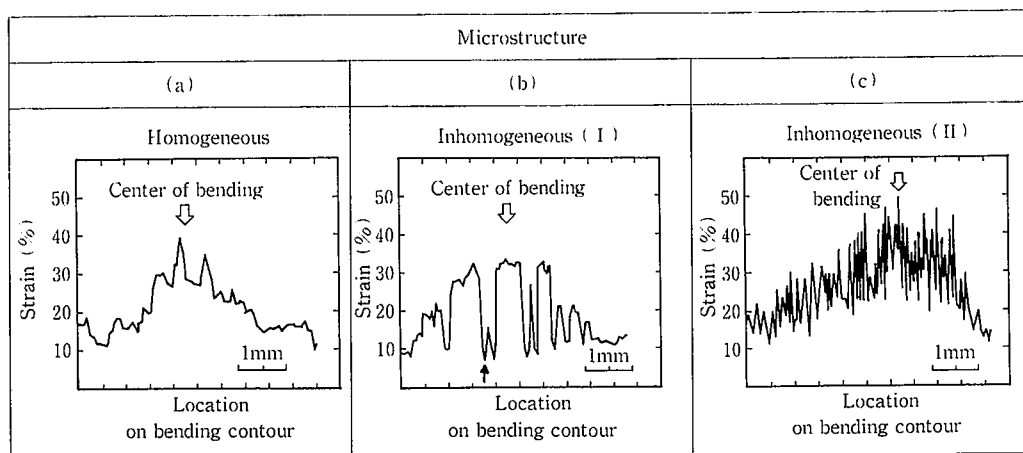


図 7 90°V曲げ後の鋼板表面の歪分布

広げ比を図8に示す方法で測定した。図9は、穴広げ比と“全伸び”及び組織の均質性との関係を見たものである。穴広げ性の良いものは、全伸びを落としてでも組織の均質性を高めた材料である。これより、伸びフランジ性についても、“全伸び”よりも組織の均質性の方が支配的であることがわかる。一般に伸びフランジ性は、複合組織よりも単相ベイナイトのような均質組織が良いとされているが、強度の高い鋼板では更によりマクロ的に見た均質性が重要である。

以上から、超ハイテンでは、成形性は曲げ性で評価できる局部延性が支配的であり、組織を均質化することにより成形性を格段に向上させることができるといえる。

3.2 遅れ破壊特性

超高強度冷延鋼板のように強度が1 000MPaを越えると、いわゆ

る“置き割れ”と称する遅れ破壊が生じやすくなる。遅れ破壊は、成形直後は健全であった成形品が時間を経た後に割れる現象である。オーステナイト系ステンレス鋼では良く知られている⁷⁾が、一般の冷延鋼板のようにフェライト主体の鋼では、従来見られなかった現象である。

写真4に遅れ破壊の発生状況を示す。表2に示す成分の材料を種々の温度で焼鈍した後、絞り比約2.0で円筒深絞りを行い、その後遅れ破壊を起こさせるためにエチルアルコール中に浸漬し、遅れ破壊を発生させた。図10は、そのときの浸漬日数と試料1個あたりの割れの長さとの関係を調べたものである。加工前の鋼板の残留オーステナイト(γ_R)量で層別すると、図に示すように、残留オーステナイトが多い方が遅れ破壊発生 の程度が大きいことが分かる。残留オーステナイトの量は、X線回折で γ 相の(200), (220), (311)面の強度を標準試料と比較して求めたものである。次に、あらかじめ残留オ

30° Burr on upside
Initial diameter $d_0=12\text{mm}\phi$
 $d=(d_1+d_2)/2$
Hole expanding ratio $=d/d_0$

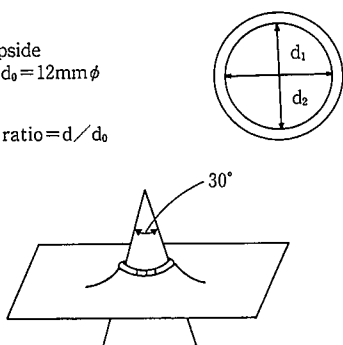


図 8 穴広げ試験方法

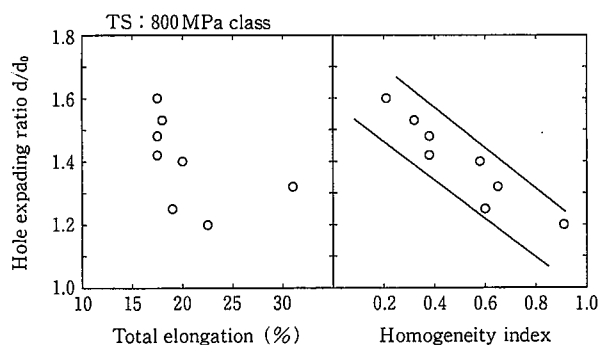


図 9 穴広げ比と全伸び及び組織均質性との関係

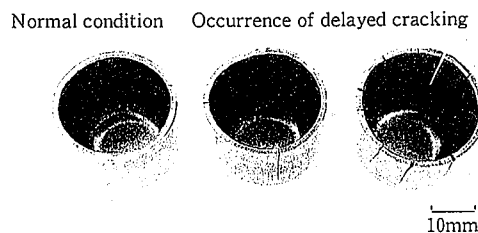


写真 4 遅れ破壊発生状況

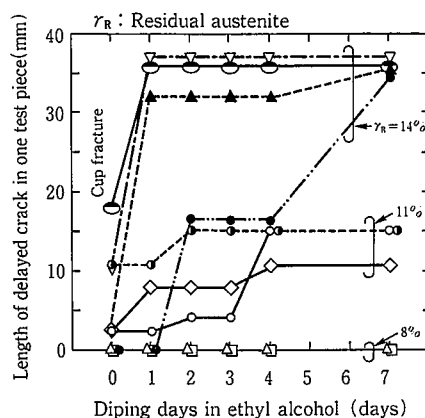


図 10 遅れ破壊進展の状況

ーステナイト量を測定しておいた鋼板を用い、円筒絞りを行い、そのカップの側壁からサンプルを切り出してオーステナイト量を測定し、加工により減少したオーステナイト量、すなわち加工誘起変態により変態したオーステナイト量を測定した。この値と遅れ破壊特性との関係を見るために、エチルアルコール中で7日間割れが発生しなかったときの上限の変態オーステナイト量との関係を調べた。この値と鋼板の強度との関係を見ると図11のようになる。この図から、強度が高くなると、遅れ破壊発生限界オーステナイト量は少なくなることがわかる。円筒絞りで減少したオーステナイトは、加工誘起変態によりマルテンサイトに変態したものと考えられるため、加工誘起マルテンサイトの量が遅れ破壊に影響を及ぼしているものといえる。残留オーステナイトの多い材料では、円筒深絞り加工だけで縮みフランジ割れを起こしており、加工誘起変態に伴う体積膨張のために、内部応力が発生し割れに至る。残留オーステナイト量が比較的少なく、加工時に割れに至らない場合であっても、隣接する他相との境界に多くの欠陥を形成する。このような状況下では、水素が容易に集積、分子化し、遅れ破壊を誘発すると考えられる。水素はプレス時の潤滑油からも侵入するとされており⁷⁾、防錆油からの侵入も考えられる。更に、めっき、塗装工程でも侵入することが予想される。マルテンサイト相では、水素の拡散速度が大きく、溶解度が小さいことから、侵入、蓄積した水素が容易に他相との境界に集積する。

材料の強度が低くなると遅れ破壊が発生する限界のオーステナイト量が多くなるのは、強度が低い場合には残留オーステナイトの周りの相の変形能が高く、オーステナイトが加工誘起変態して体積膨張しても、周りの相が変形し、相境界の欠陥が少なくなるためか、あるいは残留応力が低くなるためと考えられる。したがって、実際に遅れ破壊が問題になる強度は1 200MPa以上であると考えられる。円筒絞り後の遅れ破壊の発生の様子を見ると、写真4で見られるように、1個所で割れが発生して巨視的な残留応力が解放されても、引き続き別のところで割れが発生している。最終的には4個以上の割れが発生することがある。このことから、割れの発生に対しては、マクロな残留応力よりもミクロな組織間に働く残留応力の方が支配的であるといえる。

3.3 遅れ破壊特性と製造条件との関係

以上のように、加工性には組織の均質性が、遅れ破壊特性には残留オーステナイトの減少が重要であることが確認されたので、これらを具現化するための製造条件について検討した。図12に示す焼鈍サイクルにおける焼鈍温度、冷却速度、急冷開始温度、焼戻し温度

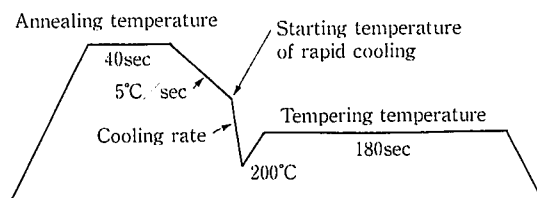


図 12 焼鈍サイクル

と残留オーステナイト量、遅れ破壊発生時の破断部長さとの関係を図13～16に示す。

焼鈍温度については、高温になるほど軽微となり、830°C以上で遅れ破壊が発生しなくなる。これは、高温になるほどオーステナイト比率が高まり、Cの濃化が弱まるので、急冷後残留オーステナイトとして残存しにくくなるためである。A₁変態点以上の温度での焼鈍は、Cの均一化が図られるため層状組織が消失し、加工性も向上させる方向に作用する。冷却速度は速い方が良く、これは急冷の方が二相域を通過する時間が少なくなり、Cの濃化が抑えられ、残留オーステナイトの生成が少なくなるためである。急冷開始温度も高い方が良く、これも冷却過程で二相域に滞在する時間が短くなるためである。焼戻し温度は、350°C以上が良く、これは残留したオーステナイトをベイナイトに変態させることと、マルテンサイトの延性を回復させる効果があるためであると考えられる。炭化物に水素がトラップされ、遅れ破壊が発生しやすくなることが知られており、炭化物量が少なくなる低温焼戻しが遅れ破壊の防止に有効であるとの報告⁹⁾もある。しかし、図16の例で分かるように、炭化物の生成が少ない250°Cでの焼戻し材の方が遅れ破壊の発生が大きいことから、

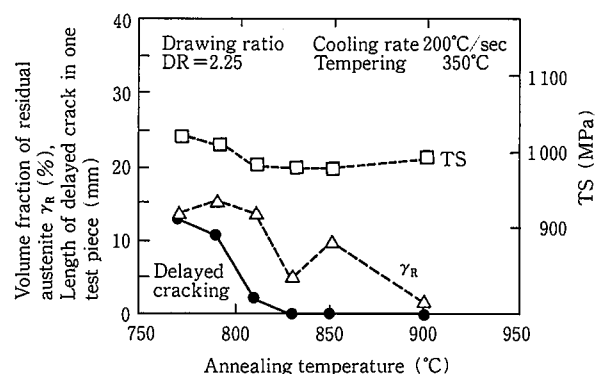


図 13 遅れ破壊特性に及ぼす焼鈍温度の影響

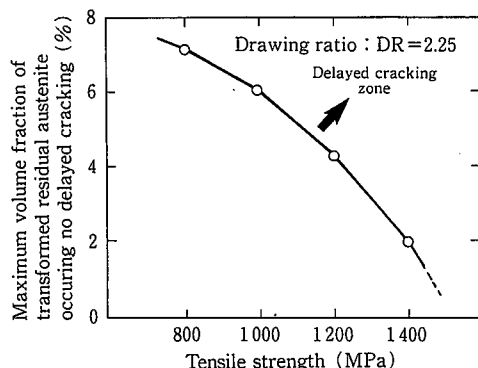


図 11 遅れ破壊に及ぼす引張強度と成形により変態したオーステナイト量との関係

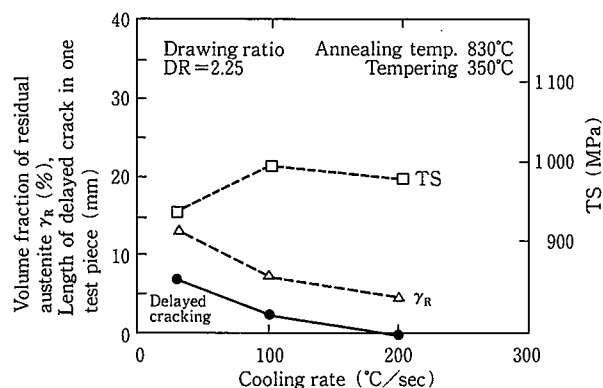


図 14 遅れ破壊特性に及ぼす冷却速度の影響

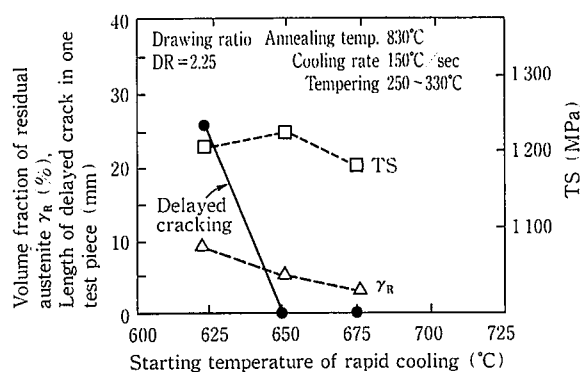


図 15 遅れ破壊特性に及ぼす急冷開始温度の影響

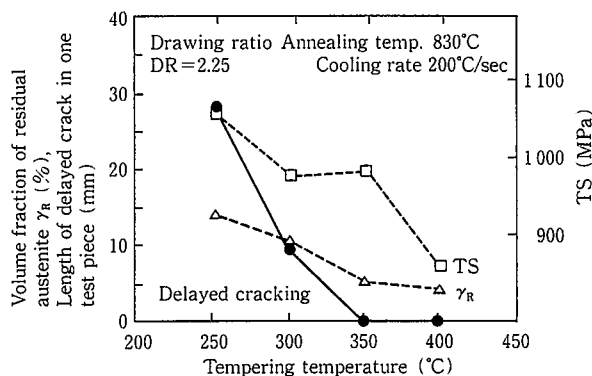


図 16 遅れ破壊特性に及ぼす焼戻温度の影響

加工を受ける薄板の場合は、残留オーステナイトの影響が大きいと考えられる。図17にはC量を変化させたときの遅れ破壊の発生傾向を示す。この図は、90mm×30mm×板厚1.6mmの短冊型鋼板に半径10mmで曲げ加工を施し、その後試験片端部をボルトで締め、590MPaの応力を負荷した状態で5%の希硫酸中で0.15A/cm²の電流を流して割れ発生までの時間を見たものである。C量が0.20%以上で急激に遅れ破壊発生までの時間が短くなっていることが分かる。

以上から、超ハイトンで加工性と遅れ破壊特性を満足させる製造条件としては、A₃変態点以上の高温での焼鈍、できるだけ高温から早く急冷すること、350°C以上の焼戻しが有効であるといえる。

又、成分としては、図17に示すようにC量が多く、0.20%を超えると遅れ破壊が発生するようになるため、C量の上限もこれ以下に抑えるべきであり、実際に生産されている超ハイトンはC量が0.16%程度が上限となっている。

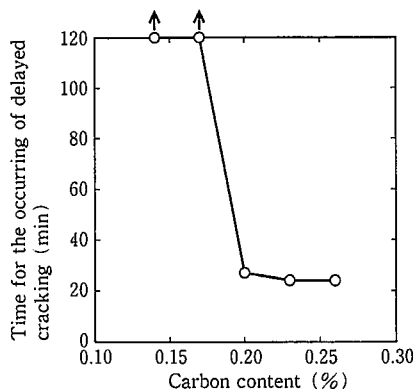


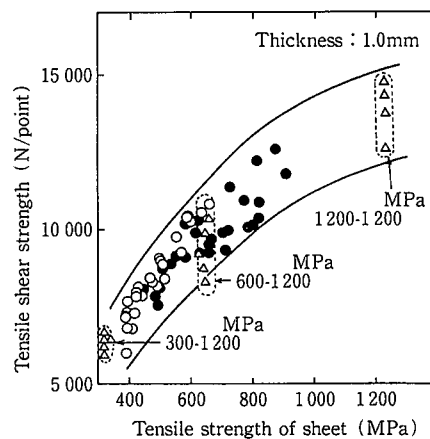
図 17 遅れ破壊特性に及ぼすC量の影響

以上のように適切な製造条件を採用することによって、加工性と遅れ破壊特性の満足できる超ハイトンが製造されている。

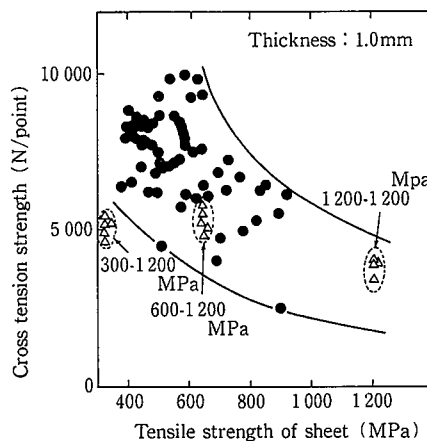
3.4 スポット溶接性

高強度鋼板のスポット溶接性については種々の検討が行われている⁹⁾。一般的な結果は、1)最適溶接条件は高加圧力側、低電流側に移行する、2)せん断引張強度はおおむね母材の引張強度に比例するが、十字引張強度は母材強度に比例しない、3)十字引張強度の低下を抑える意味では析出強化元素の利用が有効である、などである。表1の超ハイトンのスポット溶接性を図18に示す。従来の結果と同様に、せん断引張強度は強度に比例しているが、十字引張強度は母材の強度ほどには上昇していない。強度が上昇するにつれて、析出強化元素が利用されるため、十字引張強度においても大幅な強度の低下はない。しかし、軟鋼板の場合よりも強度が低下することがあるので、十字引張のように鋼板表面に垂直に荷重が加わるモードに対しては、溶接点数を増やすなどの考慮が必要である。実際の使用にあたってはこの辺の配慮は行われている。

スポット溶接部の疲労特性は図19に示すとおりである。図19は実部品への適用を考慮に入れて、低強度の鋼板との組み合わせたときの結果である。1 200MPa-600MPaの組合せにおいても、600MPa-600MPaの組合せとほぼ同等の疲労強度が得られている。しかし、板厚の効果が大きいので、実使用にあたってはこの点の考慮が必要である。

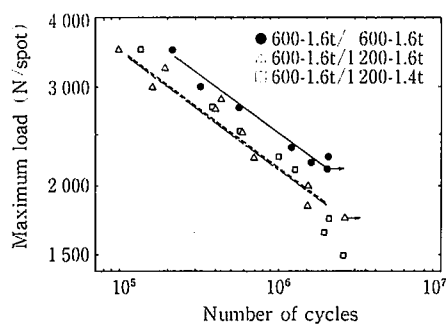


(a) 母材引張強度と引張せん断強度

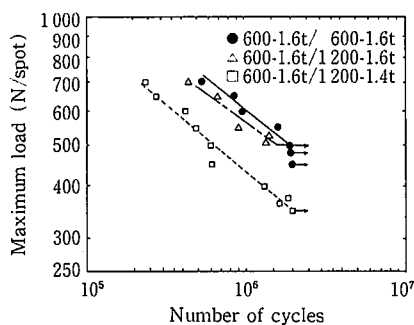


(b) 母材引張強度と十字引張強度

図 18 スポット溶接継手部の強度



(a) 引張せん断疲労強度



(b) 十字引張疲労強度

図 19 スポット溶接継手部の疲労強度

3.5 その他の特性

化成処理性は、Siの含有量が多いと悪くなるが、Mn量を多く含む場合にはその劣化の程度が小さくなることが知られており¹⁰⁾、表1の成分系では問題が生じたことはない。

母材の疲労特性は、平面曲げ疲労の場合、疲労限度比で0.40～0.45の間にあり、一般の析出強化鋼と同等である。

二次加工性は、60mmの径で打ち抜いたブランクを絞り比2.0でカップに成形し、その後所定の温度で衝撃荷重を加え、割れが発生し始める遷移温度を求めて評価した。図20にこの遷移温度と残留オーステナイト量との関係を求めた結果を示す。残留オーステナイト量が少なければ、1400MPa級の超ハイテンでも-55℃以下の優れた二次加工性を示す。

4. 実部品への適用例

写真5、6に実際に超ハイテンが自動車部品として利用されている例を示す。写真2は、1200MPa級の超ハイテンがドアインパクトビームに適用された例である。加工性、遅れ破壊特性を考慮して製造された鋼板を用いて実用化に至った例である。写真3は800MPa級のハイテンがシート部品として適用された例である。シート部品では、全伸びの良い複合組織強化鋼板と、全伸びを低下させたが組織を均質化し伸びフランジ性を向上させた鋼板とをトライした。この結果、伸びは低い組織の均質な材料の方がはるかに加工性が良く実用化に結びついた。この例のように、ただ単に全伸びを重視するのではなく、超ハイテンの場合には、伸びは小さくても組織を均質化することにより加工性を上げることが重要となる。

5. 結 言

自動車部品用として使用されている超ハイテンの諸特性と金属組

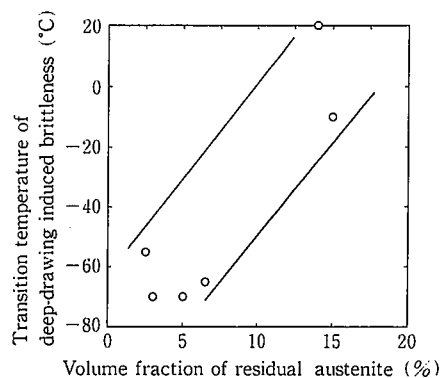


図 20 超ハイテンの2次加工性



写真 5 ドアインパクトビームへの適用例

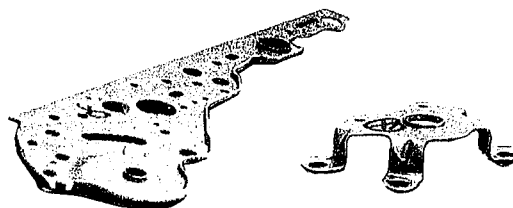


写真 6 シート部品への適用例

織、製造条件等との関係について、今までに得られている知見をまとめた。すなわち、1)超ハイテンの成形性は、曲げ性で評価できる局部延性が支配的であり、金属組織を均質化することにより、これを向上させることができる、2)遅れ破壊特性は高温焼鈍等による残留オーステナイトの低減により、実用上問題のないレベルにすることができる、3)化成処理性、スポット溶接性、母材及び溶接部の疲労特性、二次加工性、伸びフランジ性についても、成分設計と製造条件の最適化により、それぞれの特性を満足できる鋼板が製造可能などである。これらの知見を基に、優れた性能の超ハイテンが製造され、実用に供されている。今後、車体の軽量化と衝突安全性の両立が重要になってくるため、超ハイテンの利用分野がますます広がるものと考えられる。

参考文献

- 1) Rashid, M.S. : SAE Paper. 760206, Detroit, 1976
- 2) Baily, D.J. : SAE Paper. 760715, Dearborn, 1976
- 3) 城井, 丹羽, 岩田 : 自動車技術. 42 (6), 761 (1988)
- 4) 山崎, 水山, 岡 : 材料とプロセス. 5 (6), 1839 (1992)
- 5) Oka, M., Takechi, H. : Formability and Metallurgical Structure. The Metallurgical Society Inc., 83 (1986)
- 6) 宮原, 白沢, 田中, 馬場 : 神戸製鋼技報. 35(4), 92 (1980)
- 7) 荒川, 住友 : 塑性と加工. 9 (205), 148 (1978)
- 8) 長滝, 津山, 細谷, 大北 : 材料とプロセス. 6 (3), 688 (1993)
- 9) 花井, 佐藤 : 塑性と加工. 15 (166), 885 (1974)
- 10) 前田, 浅井, 新井, 鈴木 : 鉄と鋼. 68 (16), 2497 (1982)