



解説

自動車用高強度鋼板の製造技術

武 智 弘*

Recent Developments in Production Technology of Automotive High Strength Steel Sheets

Hiroshi TAKECHI

1. 結 言

社会の需要が新製品を産み出す、といわれるが自動車用高強度鋼板はその好例であろう。それまでいかに軟質の薄鋼板を作るかということに腐心してきた鉄鋼メーカーは 1969 年の米国運輸省 (DOT) による安全車の提唱や、1973 年と 1980 年に世界を襲った第 1 次、第 2 次の石油危機による車体軽量化への指向とによつて、一転して高強度鋼板を開発せねばならぬ事態に直面することとなつた。以来約 10 年を経た現在、我々はかなりの経験を積んで自動車用高強度鋼板 (以下 HSS と呼ぶ、High Strength Steel の略) のおぼろげな全体像をつかむことができるようになった。HSS の開発は特に日本において精力的に進められたが、その背景として、真空脱ガス装置による極低 C 化の普及、溶銑、溶鋼処理による S 量の低減や Sulfide shape control の普及、連続鋳造の普及による経済的で性能的に安定した素材の供給、強力なホットストリップミルによる低温圧延や極低温捲き取りの実現、とりわけ、連続焼鈍技術の開発とその設備化、などの高性能な HSS の製造に不可欠な技術が日本において確立していたことが非常に大きな力となつた。鋼種的には Si-Mn 鋼などの Classical steel から P 添加鋼 (Rephosphorized Steel)、複合組織鋼 (Dual Phase Steel)、超深絞り用 HSS (IF-HSS)、超高強度鋼といった鋼種が誕生した。そしてこれらの製品は J.S.F.R.G. (薄鋼板成形技術研究会) などによる自動車会社との共同研究を経て実用化されつつある。図 1¹⁾ に HSS 開発の経過をまとめた。

HSS の成長予測については開発当初から多くの意見があつたが開発着手以来 10 年を経た今日、当初の期待程実用化されてはいないように思われる。ホワイトボディに占める HSS の重量比は最も高いもので 30% 程度であり、第 74 回西山記念講座の討論においては 50% がマキシマムであろうという意見も出されている。このような意味から更に HSS 化率を高めるため今後何をな

すべきか、という転換期に我々は今立っているように思われる。このような時期に当たり HSS の製造技術を整理しておくことは意義あることであろう。

2. 鋼の強化機構とその特徴

鋼の強化機構にはよく知られているように、固溶体強化、析出強化、変態強化、加工強化、細粒強化などがあり固溶体強化には置換型固溶体強化と侵入型固溶体強化がある。しかしながら、単に高強度が得られるというだけでは意味がなく、プレス成形性や溶接性さらには製造コストなどの併立が必要なことはもちろんである。

強度が大きくなれば延性が劣化する、というのは自然の法則であるが同じ強度であつても延性の比較的良好なもの悪いものが存在する。この強度と延性の関係を強度-延性バランスと略称するがまず最初に各強化機構別の強度-延性バランスを見てみよう、これを図 2 に示した。各強化機構には到達できる強度の上限が存在し、その強度-延性バランスも異なっている。

置換型固溶体強化と細粒強化の強度-延性バランスは良好であるが、強度的には前者で約 $TS=50 \text{ kgf/mm}^2$ 、後者で $TS=40 \text{ kgf/mm}^2$ が限度である。置換型固溶体強化の機構には多くの説があるが、最も単純には固溶原子と鉄原子の原子半径の差に基づく格子歪みに起因すると考えてよい。置換型固溶体元素のなかでは P と Si の硬化能が最も大きく、またこれらは安価であるためよく用いられている。同時に P, Si は低炭 Al キルドベースで炭窒化物や硫化物といった異物をほとんど作らず、また \bar{r} 値にそれほど悪影響を及ぼさないことも使用しやすい理由になつている。P は亜粒界などの不連続部に存在しやすく、この性質を inhibitor として集合組織制御に使用することが試みられ P 添加オープンコイル脱炭鋼板は良好な \bar{r} 値を示すことが報告されている²⁾。HSS の場合 P の添加量は集合組織制御を行うには多量すぎるが、それでも \bar{r} 値に対して他の元素ほど大きな悪影響を与えない。こういつたことから近年 P 添加 Al キルド鋼 (以

昭和 56 年 12 月 1 日受付 (Received Dec. 1, 1981) (依頼解説)

* 新日本製鉄(株)八幡製鉄所 工博 (Yawata Works, Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yawatahigashi-ku Kitakyushu 805)

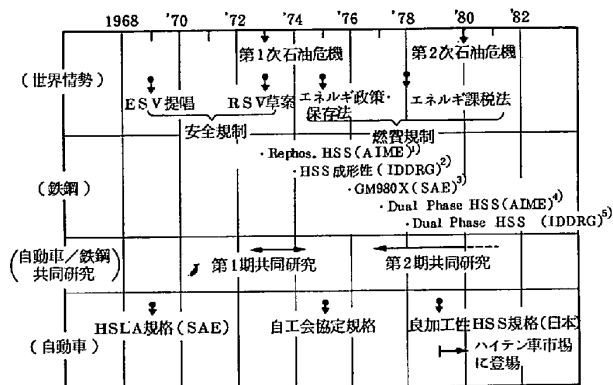


図1 自動車への高張力鋼板適用推移

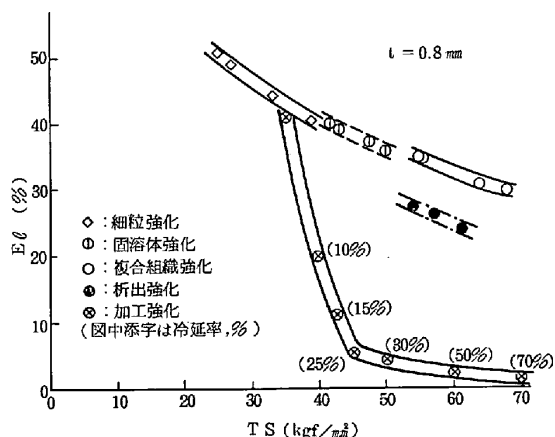


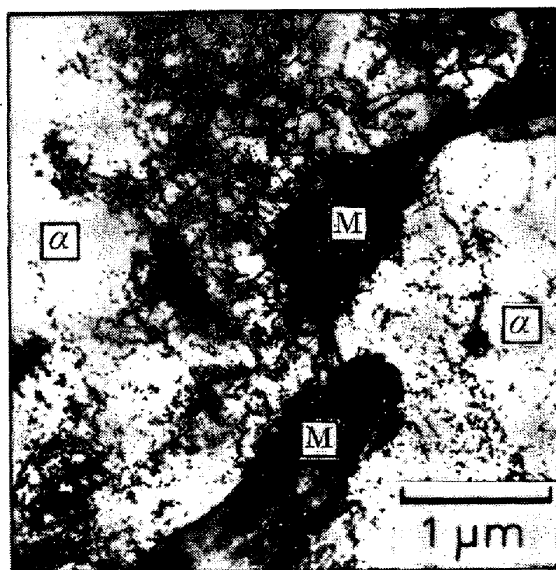
図2 各種強化機構と強度・延性バランス (冷延鋼板)

下 P-Al 鋼と略す) がまず使用され始めたが³⁾、P-Al 鋼を箱焼鈍で製造する場合には深絞り用鋼板 (DDQ) の場合と同じく AlN が集合組織を制御して \bar{r} 値を高めると考えられている。連続焼鈍の場合には熱延時の高温巻き取りの効果が大きく AlN はむしろ結晶成長に有害であり、Al は単に O, N の固定役として使われる。この鋼の開発初期、当時は鋼塊法が主であったためリムド鋼に P を添加することを試みたが P の偏析が著しくこの点からも Al キルド鋼ベースにせざるを得なかつた。近年は連続製造によつて製造されるため、本来 Al キルド鋼ベースであるから問題はない。侵入型固溶体強化は、C, N 原子による鉄原子の格子歪みを利用するが、その強度-延性バランスは悪く、また歪み時効性、溶接性にも悪影響が大きいので単独の使用上限はせいぜい $TS \leq 50 \text{ kgf/mm}^2$ である。しかし製造コストは安い。

析出強化は Ti や Nb, V などの炭窒化物を地鉄の中に細く析出させると、Orowan のモデルで示されるように、これら析出物が転位の運動の障害となつて鉄の強度を高めるものである。Ti, Nb などがよく用いられるが、Ti は特に強化能が大きい。析出強化鋼の強度-延性バランスは置換型固溶体強化鋼に比べると良くないが、 60 kgf/mm^2 以上の高い TS が比較的容易に得られる特徴を有している。

変態強化は、鋼がオーステナイト状態から急冷されて過飽和の C を内蔵するマルテンサイトを生成するために生ずるが、近年世界的な関心を集めて来た Dual Phase 鋼もこの変態強化を利用している。Dual Phase 鋼ではまず鋼を $A_1 \sim A_3$ 温度間に加熱することによりフェライトとオーステナイトにする、フェライト中の C, N は溶解度差によってオーステナイト中に移動濃縮して、清浄なフェライトが形成されるがその後の急冷によつてオーステナイトは硬質のマルテンサイトに変態し、フェライトはそのまま清浄なフェライトとして残るため、強度-延性バランスの秀れた複合組織となる。この熱履歴は熱延鋼板についても冷延鋼板についても同じであるが、熱延の場合、ホットストリップミルの上でこの熱履歴をとる As roll 型と焼鈍炉で Off line 焼鈍を行う熱処理型とに分かれる。

Dual Phase 鋼では変態歪みによる可動転位がマルテンサイトの周辺に写真1の如く存在するため、YP が低く、また塑性変形に際してマルテンサイトとフェライトの界面から新しい転位が作られるため均一に塑性変形が伝播する。そのため時効処理によつて転位の固着を生じても降伏点伸びを示さない。マルテンサイトの形成は化学成分と加熱後の冷却速度によつて支配され、これが Dual Phase 鋼の製造法を決める要因となる。これについては 4.2.3 項で詳しく述べるが、焼入性を大きくする Mn, Cr のような添加元素をある程度加え緩冷却した Dual Phase 鋼では、フェライト、マルテンサイトの他に残留オーステナイトが 5~10% 程度存在することが認められている⁴⁾。この残留オーステナイトは熱的に安定でサブゼロ処理によつては変態しないが、塑性変形によつてマルテンサイトに変態する。これは TRIP 鋼の加工誘起変態に類似した挙動であり変形を均一に伝播さ



M: マルテンサイト, α: フェライト

写真1 Dual Phase 鋼のマルテンサイトまわりの転位

せる上で有効と考えられるが、10% 程度の初期変形で変態が終了するため延性の向上に大きな寄与はないという反論⁶⁾もある。

鋼板を A_c3 温度以上に加熱しオーステナイト単相から徐冷して Dual Phase 鋼を作る試みもある。この処理は Quasi-normalizing⁶⁾ と呼ばれ、これで製造された熱延鋼板は VAN-QN という商品名で知られている。しかしフェライトからオーステナイトへ C, N を移動濃縮させることが高延性フェライトを得る上での必要条件であるから、Quasi-normalizing では冷却速度を十分ゆつくりとつて冷却中に二相分離効果を発揮させねばならない。均一で十分な緩冷却を行わないとコイル全長について均一な特性が得られないおそれがある。

Dual Phase 鋼は加熱後箱焼鈍に比べると急速冷却されるのでフェライト中にも温度による溶解度差にもとづく固溶 C, N が残留する。この残留固溶 C, N は、プレス後塗装時の焼付処理によつて転位を固着し、いわゆる焼付硬化 (Bake Hardening) を生ずる。連続焼鈍で製造された Dual Phase 鋼の Bake Hardening 性 (BH 性) は 2% 予歪み後 $170^{\circ}\text{C} \times 20 \text{ min}$ の焼付条件で flow stress の上昇分として $5 \sim 15 \text{ kgf/mm}^2$ 程度ある。上にも述べたように Dual Phase 鋼は、歪み時効や Baking 処理によつても降伏点伸びを示さず「Dual Phase 鋼は時効しない」という認識が定着している。しかし降伏点伸びは消滅しても、固溶 C, N の析出による延性の時効劣化は当然存在するわけで、この状態を図 3 に示した⁷⁾。

また Dual Phase 鋼には \bar{r} 値が低いという欠点がある。これは結晶方位的に \bar{r} 値に寄与しないマルテンサイトが存在するという事実と、硬質のマルテンサイト周辺では塑性変形に際し多重すべりを生じて変形をランダム化させることにより \bar{r} 値を低減するということが重畳するが、後者の寄与が大きいと考えられる。Dual Phase 鋼の \bar{r} 値を高めるため最初箱焼鈍によつて \bar{r} 値を若干高め、次に連続焼鈍によつて Dual Phase 化する試み⁸⁾もあるが、これによつて得られる \bar{r} 値は 1.5 程度であり製造コストの点からみても実用性が少ないので本稿では省略する。

ここで Dual Phase 鋼の定義について一言触れておきたい。先にも述べたように Dual Phase 鋼は本来、組織的にフェライトとマルテンサイトの複合組織を有する鋼であるが、マルテンサイトがテンパード・マルテンサイトやベイナイトになつた場合、あるいはフェライトとマルテンサイトの共存下でもフェライト中に多量の固溶 C, N を残す場合も金属組織的には Dual Phase なので現状ではすべて Dual Phase 鋼と呼ばれている。しかし鋼板特性としての Dual Phase 鋼の概念は、(1)低降伏比 (大体 0.6 以下) (2)高伸び(3)歪み時効により降伏点伸びが再現しない、というものであり、それ故に

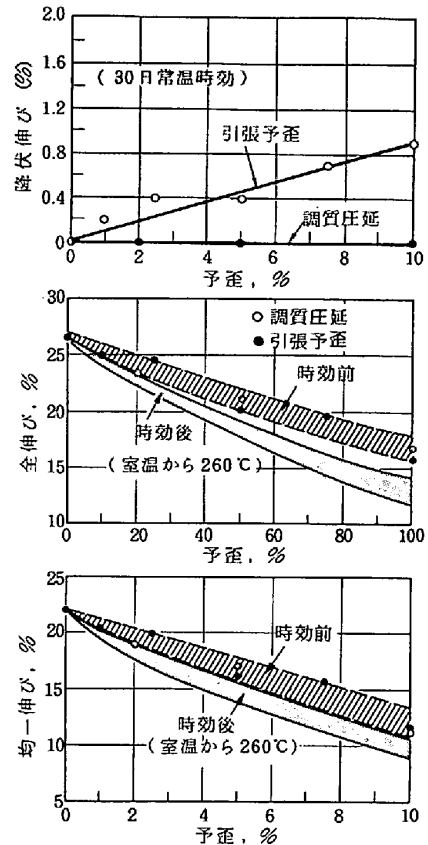


図 3 Dual Phase 鋼の時効劣化⁷⁾

Dual Phase 鋼への期待が高いゆえんであるが、高純フェライトとマルテンサイトの共存以外には組織的に Dual Phase であつてもこの特性についての概念をすべて満足しない。このことは Dual Phase 鋼の議論に際して混乱を招くので、ここでは、上記特性についての概念すべてを満足させるものを多能型 Dual Phase 鋼、一部を満足させるものを単能型 Dual Phase 鋼という分類をして話を進めることとする。

この他、変態強化の範ちゆうにはベイナイト鋼単味も含まれる。鋼板を A_3 温度以上に加熱しその後 Dual Phase 鋼より緩慢な冷却速度で冷却すると、下部ベイナイト・上部ベイナイトが得られる。ベイナイト鋼の強度-延性バランスを TS-El, TS-YR について図 4 (1) および図 4 (2) に示したが、これらから明らかのようにベイナイト鋼では TS が 80 kgf/mm^2 以上の強度の大きいものが得られ、その YR も 0.6~0.8 と析出強化鋼より秀れている反面 TS-El バランスが良くない。

加工強化は従来からフルハード材に利用されており製造コストは最も安いとその強度-延性バランスは悪い。冷延板に回復焼鈍を行つて強度を残す方式も米国などで製造実績は多いが、急激に硬度の変化する領域での焼鈍であるためコイル全長について均一な特性を安定して得ることが難しい。細粒強化では粒界すべりによつても変形が進行するので強度-延性バランスは悪くないが、先にも述べたように TS の上限がせいぜい 40 kgf/mm^2 とい

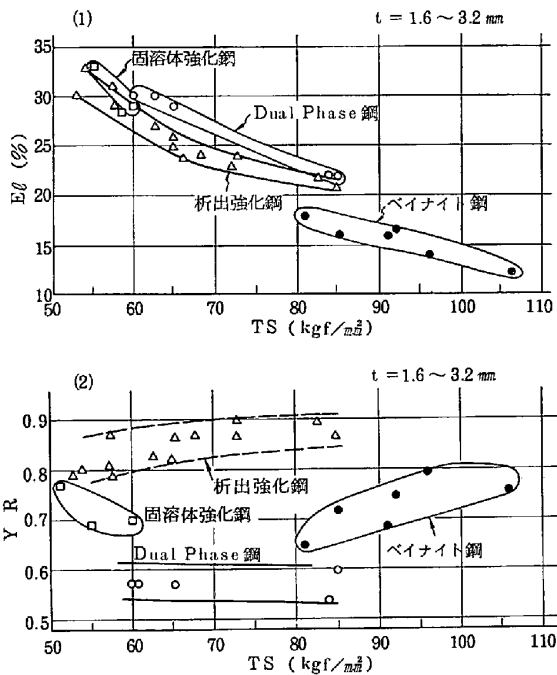


図4 ベイナイト鋼の強度・延性バランス(熱延鋼板)

う制約がある。

3. HSS の分類

3.1 熱延 HSS

熱延 HSS は鋼種的に次のように分類される。

- (1) フェライト・パーライト鋼……Si, Mn による
 固溶体強化鋼
 析出強化元素 Nb, Ti, V などを含有する場合がある……析出強化鋼
- (2) ベイナイト鋼
- (3) Dual Phase 鋼
 - As roll 型
 - 高合金通常圧延型
 - 低合金二相域圧延型
 - 熱処理型
 ……変態強化鋼

(1)のフェライト・パーライト鋼は Si-Mn 鋼がベースで一般に $TS \geq 50 \text{ kgf/mm}^2$ を得ようとする場合には強化元素として Nb, Ti, V などが添加される。(2)のベイナイト鋼は C-Mn 鋼がベースでこれに組織調整用として Cr, Mo, B などが添加される。(3)の Dual Phase 鋼には As roll 型に 2 種類、すなわち冷却時のポリゴナル、フェライト調整用に Si, Cr, Mo などの元素を添加し、通常の Ar_3 以上の圧延終了温度と通常の捲き取りを適用した高合金通常圧延型⁹⁾と、Si-Mn 鋼を $Ar_1 \sim Ar_3$ 間で仕上げ圧延し、ホットランテーブル上で急冷した後、約 300°C 以下の極低温巻き取りを行う低合金二相域圧延型¹⁰⁾に分かれる。

フェライト・パーライト鋼は Si-Mn 単味による $TS = 40 \sim 50 \text{ kgf/mm}^2$ までの低強度範囲を除けば Nb, Ti,

V などを含有したいわゆる HSLA (High Strength Low Alloy Steel) であり、 $TS = 80 \text{ kgf/mm}^2$ 程度まで容易に出すことができる。しかし HSLA では析出強化を利用しているため強度-延性バランスはあまり良くなく、YR も $0.8 \sim 0.9$ と高い。Dual Phase 鋼の適用強度レベルは析出強化鋼とほぼ同じであるが対照的に全伸びも高く YR も $0.5 \sim 0.6$ と低い。ベイナイト鋼は $TS = 80 \sim 110 \text{ kgf/mm}^2$ の高強度を出せる利点があり YR も $0.6 \sim 0.8$ と析出強化鋼より秀れているが伸びがあまり良くない。また高価な合金元素を使用することや低強度側を作るのが難しいなどの問題があり、したがってこれらのうち、まず実的に使用されるのは単純強度型としてのフェライト・パーライト鋼、良加工性型としての Dual Phase 鋼であろう。

Hot HSS の主要用途はメンバー、ブラケット、ホイールなどであるが、部品の成形様式や成形難易度から、投入すべき HSS も高加工型、張り出し型、伸びフランジ型および軽加工型の 4 種類に大別される。Hot HSS の成形性は主として El と穴抜き比 λ に支配されるので、これら 4 種類の Hot HSS がどのような El- λ バランスを持てばよいかを図 5 に示した。各領域に適用可能な HSS の製造法別鋼種も同時に記入してある。図中、改良型固溶体強化鋼とは介在物および熱延条件を制御した Si-Mn 鋼をさす。

3.2 冷延 HSS

冷延 HSS は $TS = 40 \text{ kgf/mm}^2$ クラスの外板用のものと $TS \geq 50 \text{ kgf/mm}^2$ を指向する内板用およびメンバー用の 3 種類に大別される。自動車メーカーと鉄鋼メーカーの共同研究により外板の成形では \bar{r} 値と YR が支配的であり、対象部品に応じて必要な \bar{r} 値、YR は図 6 の 4 つの領域に分類されることが分かった。4 つの領域を分類する \bar{r} 値と YR の臨界値はそれぞれ 1.5, 0.6 である。最近開発された各種冷延 HSS の特性を 4 つの領域の中に記入したがその製造法については後述する。

内板用 HSS では高 \bar{r} 値-高 El が、またメンバー用 HSS では高 El-高 λ がそれぞれ重要である。内板部品

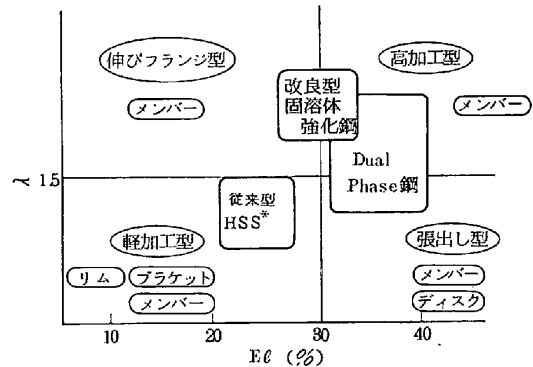


図5 メンバー強度部材用 HSS の位置付け (* 従来型 HSS には析出強化を含む)

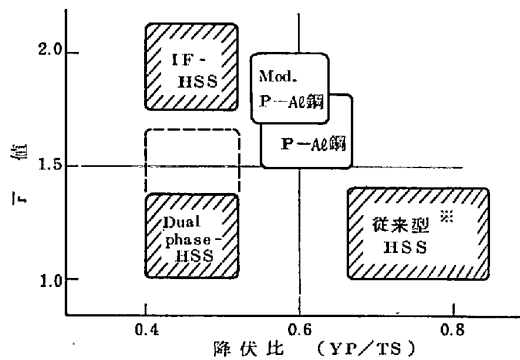


図 6 新高張力鋼板の降伏比と \bar{r} 値
(※ 析出強化を含む)

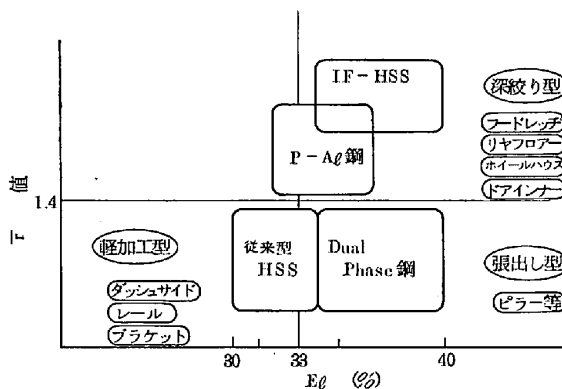


図 7 内板パネル用 HSS の位置付け

もその成形様式や成形難易度の点で種々あり投入すべき HSS も深絞り型、張出し型および軽加工型に大別される。

\bar{r} 値-El パランスの上で上記 3 種類の HSS がどのように位置付けられるかを図 7 に示した。また各領域に適用可能な HSS の製造法別鋼種も同時に併記してある。メンバー用 HSS の分類は Hot-HSS と同様なので図 5 を参照されたい。

4. HSS の製造法

4.1 熱延 HSS

先にも述べたように熱延 HSS として主に使用されるのはフェライト・パーライト鋼と Dual Phase 鋼なので、この 2 つの製造法について述べる。ベイナイト鋼、アジキュラーフェライト鋼については文献¹¹⁾¹²⁾を参照されたい。

(1) フェライト・パーライト鋼

フェライト・パーライト鋼は熱延 HSS として最もポピュラーな従来型 HSS である。例えば、JIS 規格の自動車構造用熱延鋼板 (JIS G3113) SAPH 32, 38, 41, 45 あるいは JASO 規格の自動車用加工性熱延高張力薄鋼板 APFH 50, 55, 60 などはいずれもフェライト・パーライト鋼で製造される。フェライト・パーライト鋼の強度は化学成分でだいたい決まり、あとは熱延条件の影

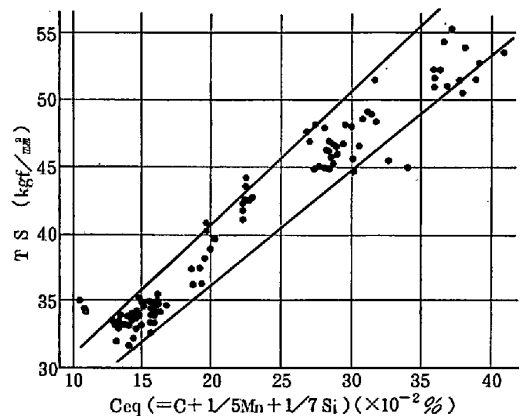


図 8 フェライト・パーライト鋼の強度と化学成分の関係¹³⁾

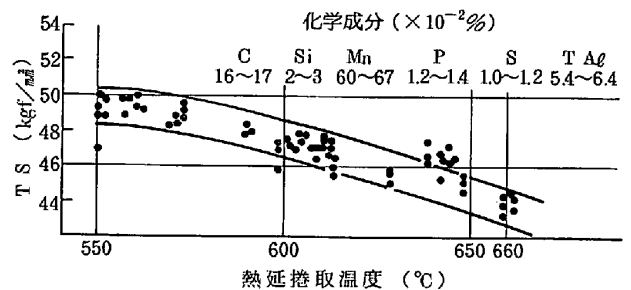


図 9 フェライト・パーライト鋼の機械的性質と熱延巻き取り温度の関係¹³⁾

響をうける。析出強化元素を含まない Si-Mn 鋼における化学成分の TS におよぼす影響を図 8 に、また同じく Si-Mn 鋼における熱延巻き取り温度の影響を図 9 に示した¹³⁾。

最近では製鋼での真空脱ガス処理や連続鋳造の採用で成分の適中率や均一性が飛躍的に向上し、熱延技術も進んだ結果、所要の強度を有し強度ばらつきの少ないフェライト・パーライト鋼 HSS を比較的容易に供給し得るようになった。巻き取り温度など熱延条件を変えても Si, Mn などの置換型固溶体強化のみでは TS : 50 kgf/mm² から 55 kgf/mm² が強度の実用的な上限で、これ以上の強度を得るには Nb, Ti, V などの析出強化を併用する必要がある、この場合 80 kgf/mm² 級までが実用に供されている。米国における析出強化鋼 (HSLA) の例を表 1 に示す。

フェライト・パーライト鋼の強化にはフェライトの結晶粒度による細粒強化、Si, Mn などの置換型固溶体強化、パーライトや Nb, Ti, V などの析出強化という 3 つの強化機構が関与している。パーライトではその層間距離と面積率が強度に寄与する。

フェライト・パーライト鋼の強度-延性パランスについて報告されているところ¹⁴⁾を要約すると次のようになる。

- ① C量の増加すなわちパーライト量の増加は延性を

表 1 米国における析出強化鋼 (熱延鋼板)

名 称	化 学 成 分 [%] (代表値)						代 表 特 性 (代表値)		
	C	Si	Mn	Nb	V	Ti	Y S (kgf/mm ²)	T S (kgf/mm ²)	E l (%)
Ultra-Form] 80	0.09	—	0.33	—	—	0.22	60	69	20
Maxi-Form 80	≤0.09	≤0.06	≤1.25	0.08~0.15	≤0.08	—	≥56	≥63	≥18
Hi-Form 80	0.06	—	1.25	0.10	—	—	≥56	≥63	≥18
VAN 80	0.15	0.40	1.30	—	0.10	—	≥56	≥63	≥18
FORMABLE 80	0.09	—	1.30	0.12	—	—	58	66	22
Y S T 80	0.07	—	0.45	—	—	0.19	62	68	17

劣化させるので好ましくない。

② 結晶粒の細粒化は全伸びを改善する。

③ 置換型固溶体強化は Si, Mn の場合伸びを改善するが, Pは全伸びを劣化させる。

④ 析出強化は置換型固溶体強化より全伸びの低下が大きい。

⑤ MnS, 酸化物および炭化物などの第2相は全伸びを低下させる。すなわちクリーンスチールが望ましい。

(2) Dual Phase 鋼

Dual Phase 熱延鋼板は当初は連続焼鈍設備を利用したオーステナイト+フェライト2相域焼鈍あるいはオーステナイト単相域に加熱する Quasi-normalizing により製造された。しかし、この方法は設備能力や製造価格の点から不利であるため、最近では熱延 As rolled で Dual Phase 鋼を製造することに力が注がれてきた。As rolled 方式には 3.1 で述べたように高合金通常圧延型と低合金二相域圧延型の二つがある。高合金通常圧延型は Si, Cr, Mo などの元素を比較的多量に用い、熱延条件を通常の熱延に近い条件で行うものであるが、この方法の概念図を図 10⁹⁾ に示した。Si, Cr, Mo などの元素をうまく調整した鋼では Ar₃ 変態点以上で圧延終了した後のホットランテーブル上での冷却時にオーステナイト相から多量のポリゴナルフェライトが生成し、CCT 図上に点線で囲まれた Coiling Window と呼ばれる領域をつくることのできる。この領域はポリゴナルフェライトとオーステナイトの2相域にあたり、この領域でコイルに巻き取る。その後のコイル冷却中にオーステナイ

ト中へのCなどの成分濃化が進み、パーライト変態を抑えて低温中でマルテンサイト変態が生じるため Dual Phase 組織となるものである。なお、これまで提案されている成分系には、低 C-Si-Mn-Cr-Mo 系⁹⁾¹⁵⁾と低 C-Si-Mn-Cr 系^{16)~19)}がある。

低合金二相域圧延型は、Mn 鋼または Si-Mn 鋼を Ms 点以下の極低温で巻き取る方法であり、初析フェライト核の生成を容易にするため Ar₃ 変態点以下で圧延を付加する。この極低温巻き取り法の概念図を図 11 に示す¹⁾。この方法により得られる材料の材料特性におよぼす熱延仕上げ温度と巻き取り温度の影響を図 12 に示す¹⁾。熱延仕上げ温度は Ar₃ 変態点前後まで、また巻き

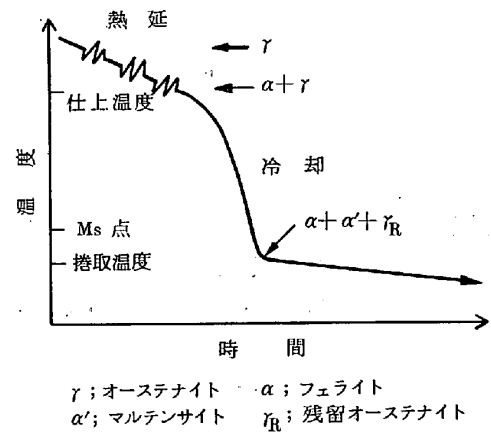


図 11 極低温巻き取り法の概念図

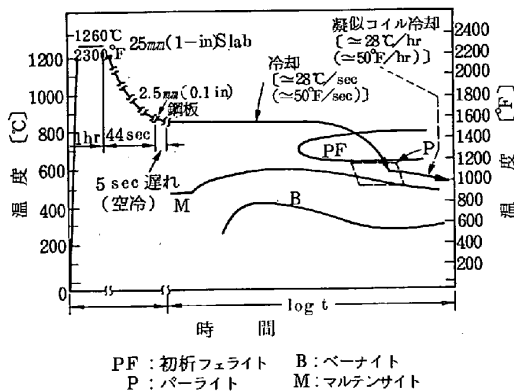


図 10 As-rolled 型 Dual Phase 鋼の実験室製造時の概念的な連続冷却変態図 (CCT 図)⁹⁾

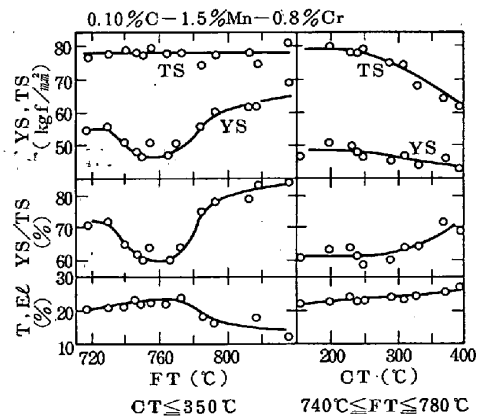


図 12 材質におよぼす熱延終了温度と巻き取り温度の影響¹⁾

表 2 熱延 Dual Phase 鋼の各種製造法

タイプ	600 kgf/mm ² 級の例		
	化学成分	熱処理条件	
熱処理型	2相域熱処理 擬似焼ならし	0.1% C-1.2% Si-1.4% Mn 0.13% C-0.5% Si-1.5% Mn-V-N	750°C, 3min ¹⁾ ガスジェット冷却 870°C, 10min 空冷
As-rolled 型	高合金・通常圧延 低合金 2相域圧延	0.05% C-1.2% Mn-0.9% Si-0.6% Cr-0.4% Mo 0.055% C-1.7% Mn-1.0% Si-1.0% Cr 0.5% C-1.2% Si-1.4% Mn	仕上げ温度 900°C, 捲き取り温度 550°C 仕上げ温度 850°C, 捲き取り温度 500°C ²⁾ 仕上げ温度 850°C, 捲き取り温度 200°C

取り温度は 250°C 以下まで低減しないと低 YR, 高 EI は得られない。なお、熱延仕上げ温度を下げすぎるとフェライトの圧延加工組織が残り、YP は増し EI は低下する。以上述べた Dual Phase 熱延鋼板の各種製造法をまとめて表 2¹⁾ に示した。

As rolled 方式ではストリップの平坦度が熱処理方式より悪く、これを矯正するためスキンパス圧下量やレベラ加工度を増さざるを得ないがその結果、YP が高くなり EI が劣化するなどの危険性がある。しかしその差はわずかであり圧延技術の熟練度が増すにつれて急速に解消されつつある。

以上のような製造法による特性値の差とは別に化学成分の影響が注目される。中でも Si の増加は製造法にかかわらず Dual Phase 鋼の伸びを著しく向上させる。1.2% Si-1.2% Mn Dual Phase 鋼は同じ引張強さの Mn-Cr Dual Phase 鋼より 3~5% 伸びが優れている²⁰⁾。これは焼鈍中に Si によるフェライト中からの C の排出作用によつて Dual Phase 化が促進される結果と加工中にフェライトの転位構造を変える作用によると考えられている。

4.2 冷延 HSS

まず図 6 に示した 4 種類の代表的な外板用 HSS の製造法およびそれらの特性値について以下に述べる。

4.2.1 P-Al 鋼

先述したようにこの鋼はタイトコイル焼鈍 (BAF 焼鈍), オープンコイル焼鈍 (OCA 焼鈍), 連続焼鈍のいずれでも製造することができる。BAF 焼鈍および OCA 焼鈍の場合は徐加熱のため加熱中に生成される AlN の効果によつて \bar{r} 値を高めることができるので熱延の捲き取り温度は 550°C 程度の低温が必要である。連続焼鈍の場合は急速加熱であるため加熱中の析出効果は期待で

きないので熱延時 730°C 以上の高温捲き取りによる凝集炭化物や粗大 AlN の生成によつてフェライト地の高純化を図りこれによつて \bar{r} 値を高めることができる。特に連続焼鈍の場合、真空脱ガス処理によつて C 量を 0.02% 程度と低目にし、冷延率を 80% 程度に高めると \bar{r} 値が向上し、またこの程度の C 量の場合、過時効焼鈍中の C 析出サイトの数が少ないため固溶 C 量が増大して BH 性が向上する。この鋼は Modified P-Al 鋼として報告されている²¹⁾。BH 性は焼鈍後の冷却速度によつて大きく支配され最も徐冷の BAF 焼鈍では 1~2 kgf/mm² 程度しかないが、この場合でも C 量を 0.01~0.02% に低減することにより冷却中の C 析出を抑制して 3~4 kgf/mm² の BH 性を持たせることができる。また OCA 焼鈍では BAF 焼鈍より冷却速度が増加するため、BH 量は 5 kgf/mm² 程度になり²²⁾、さらに延性のある程度確保した連続焼鈍材では BH 量を 5~6 kgf/mm² とすることができる²³⁾。

表 3 に BAF 焼鈍で製造された P-Al 鋼と連続焼鈍で製造された Modified P-Al 鋼の製造条件および特性例を示した。

BH 性が大きいということは固溶 C, N 量が大きいということであり歪み時効の危険を同時に持っていることになるが、歪み時効に関する Hundy の式の考察から 30°C×1ヶ月の常温時効で降伏点伸び劣化がなく 170°C×20min の塗装焼付処理では析出硬化を示す C 量の領域の存在することが指摘されている²⁴⁾。TS=40 kgf/mm² を越えると主として面歪みの点から外板に成形困難な場合もみられ²⁵⁾、現在、主に TS=35~38 kgf/mm² のものが適用されているが、このための C 量および P 量は BAF 焼鈍の場合 C=0.05% P=0.07% ; 連続焼鈍の場合 C=0.02% P=0.07% 程度である。P 量を多くし

表 3 BAF 焼鈍 P-Al 鋼と連続焼鈍 Modified P-Al 鋼の製造条件と特性例

焼鈍法	化学成分 (%)								焼鈍条件	調質圧延板厚		機械的性質						
	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	B		(%)	(mm)	YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	EI (%)	r ₀	\bar{r}	BH (kgf/mm ²)	
BAF 焼鈍 ²³⁾	Open coil	0.010	0.09	0.16	0.080	0.006	0.060	0.0026	—	730°C	1.0~1.2	0.7	23.1	36.6	39.1	1.56	—	4.7
	Tight coil	0.009	0.06	0.14	0.046	0.008	0.051	0.0055	—	670°C	1.0~1.2	0.6	20.4	35.1	39.9	1.67	—	4.1
	Open coil	0.070	0.04	0.22	0.081	0.007	0.065	0.0050	—	730°C	1.0~1.2	0.7	23.7	39.6	39.4	1.87	—	4.5
連続焼鈍 ²²⁾		0.015	0.02	0.10	0.060	0.014	0.031	0.0030	0.0021	850°C×1min +400°C×3min	1.5	0.8	20.8	35.7	40.0	1.86	1.72	5.5

表 4 B 添加 IF-HSS の製造条件と特性例

化 学 成 分 (wt%)									焼鈍条件	機 械 的 性 質					
C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	B		Y P (kgf/mm ²)	T S (kgf/mm ²)	EI (%)	Y R	\bar{r}	A 1 (kgf/mm ²)
0.005	0.03	0.34	0.065	0.010	0.061	0.0022	0.064	0.0021	775°C×60 s	20.5	40.1	41	0.51	2.09	0

すぎるとスポット溶接性に問題があるので、例えば Ford 社から $C(\%) + P(\%) \leq 0.15$ という目安が提案されており、上記の P 量はこの目安を楽に満足している。また P 量を 0.05% 以下としこれに Nb を加えた箱焼鈍 P-Nb 系 40 kgf/mm² 級鋼板²⁶⁾も報告されている。この場合 Nb の析出強化分だけ成形性が低下するのはやむをえない。P-Al 鋼は当面実用的に最も期待される冷延 HSS であろう。

4.2.2 IF-HSS

IF とは Interstitially soluted atom Free のことで、極低炭素ベースに Ti または Nb を添加し C, N の侵入型固溶原子を完全に固定して成形性を著しく向上させ、これに強化元素として P, Mn, Si などの置換型固溶元素を添加して成形性をあまり損なうことなく強度を TS = 40 kgf/mm² 程度に高めた。いわば超深絞り HSS である。強化元素として P が最も秀れていることは P-Al 鋼の場合と同様であるが高純化されて粒界が不安定になった鋼に P を添加すると脆性感受性を高めるので微量の B を添加して粒界を強化する方法が提案されている²⁷⁾。このときの製造条件および特性例を表 4 に示した。Si を強化元素として使用することはボンデ性を劣化させるという観点から敬遠されている。Si のボンデ性に対する許容臨界値は 0.5% 程度といわれているが、焼鈍工程によつてことなる。

IF-HSS はオープンコイル焼鈍でも連続焼鈍でも製造できるが連続焼鈍の場合は特に熱延巻き取り温度を高温にする必要はない。IF-HSS は非常に秀れた成形性を持つているが固溶 C, N 量が零であるため BH 性が存在しない。また、真空脱ガスを使用したり Ti, Nb などの合金元素を使用するため製造コストが割高になることから IF-HSS の位置付けについては緊急避難材として見る意見と準主役として見る意見とに分かれている²⁸⁾。

4.2.3 Dual Phase 鋼

先にも述べたように Dual Phase 鋼の製造にはマルテンサイト変態を支障なく行わせるために化学成分とフェライト～オーステナイト二相域からの冷却速度の組み合わせが問題となる。一般に化学成分の指標を Mn 当量または Mn eq. で表しているが、Dual Phase を得る

表 5 0.03%C-2.0%Mn-Al 系試作材の材質

時効条件	機 械 的 性 質				
	Y S (kgf/mm ²)	T S (kgf/mm ²)	EI (%)	Y P-EI (%)	Y R
焼鈍まま	19.1	48.2	36	0	39.6
100°C, 60min 時効後	19.5	48.1	37	0	40.5

ための Mn eq. と冷却速度 CR の関係として下記の臨界条件式が報告されている²⁹⁾。

$$\log(\text{CR})^{\circ\text{C}/\text{s}} = -1.73\text{Mn eq}(\%) + 3.95 \quad \left. \begin{array}{l} \text{ただし Mn eq} = \text{Mn}(\%) \\ \quad + 2.67\text{Mo}(\%) + 1.3\text{Cr}(\%) \end{array} \right\} \dots (1)$$

この他にも同様な実験式¹⁾として

$$\log(\text{CR})^{\circ\text{C}/\text{s}} = 5.36 - 2.36\text{Mn eq}(\%) \quad \left. \begin{array}{l} \text{ただし Mn eq}(\%) = \text{Mn}(\%) \\ \quad + 0.45\text{Si}(\%) + 1.15\text{Cr}(\%) \\ \quad + 2\text{P}(\%) \end{array} \right\} \dots (2)$$

が報告されている。

一例として表 5 には Mn eq が 2.0% である比較的合金成分の高い鋼板を冷却速度 10°C/s のガスジェットで徐冷した際得られる Dual Phase 鋼の特性を示した。YR ≈ 0.4 で強度-延性バランスが良く非時効性を持つ多能型の Dual Phase 鋼が得られている³⁰⁾。なお Mn eq を下げる代わりに B を添加して焼入性を上げた鋼板を同様にガスジェット冷却で製造する方法が発表されており³¹⁾、その化学成分と特性値を表 6 に示す。このように B は Mn eq の低減に有効である。

一方(1)、(2)式から明らかなように冷却速度を大にすれば Mn eq すなわち合金添加量を減少させることができる。たとえば冷却が水焼入れの場合は通常低炭素 Al キルド鋼でも Dual Phase 組織が得られる。ただ高い焼入温度からの水焼入れではフェライト中に残留する固溶 C 量も多くなるので延性が低下する。延性の回復のためには水焼入れ後過時効処理を行えばよいが、過時効条件によつては固溶 C の析出によつて逆にマルテンサイト周辺の可動転位が固着されたり、マルテンサイトが焼もどしされて YR の上昇や BH 量の減少、あるいは歪み時効後降伏点伸びが再現する、などのマイナス面を生ずる。結局 EI~YR, EI~Y P-EI, EI~BH といった相

表 6 B 添加 Dual phase 鋼の成分と機械的性質

化 学 成 分 (wt%)								機 械 的 性 質				
C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	Y P (kgf/mm ²)	T S (kgf/mm ²)	EI (%)	Y R	BH (kgf/mm ²)
0.055	0.06	1.47	0.017	0.004	0.023	0.0036	0.0040	23.9	47.6	38	0.50	12.7

表 7-(1) 各種水焼入型連続焼鈍材の製造条件の例²³⁾

種 類	化 学 成 分 (%)					熱延捲き取り 温度 (°C)	焼 鈍 条 件			
	C	Si	Mn	P	特殊元素		加熱温度 (°C)	強制空冷	水焼入温度 (°C)	再加熱温度 (°C)
㉔ 低降伏比型	0.05	0.05	1.40	0.015	Cr	560	780 (>A ₁)	あ り	450 (>A ₁)	200
㉕ 高烧付硬化型	0.05	0.02	0.23	0.015	な し	560	760 (>A ₁)	な し	710 (>A ₁)	280
㉖ 延 性 型	0.05	0.02	0.23	0.015	な し	560	760 (>A ₁)	な し	710 (>A ₁)	330

表 7-(2) 各種水焼入型連続焼鈍材の機械的性質の例²³⁾

種 類	板 厚 (mm)	引 張 試 験 値 (JIS No. 5)							BH量 (JYP) (kgf/mm ²)	38°C × 8 d 時効後の YP-EI (%)
		降 伏 点 (kgf/mm ²)	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	伸 び (%)	降 伏 比 (%)	n (6~12%)	r			
㉔ 低降伏比型	0.8	22.5	46.5	37.5	48.3	0.262	1.00	5.0	0	
㉕ 高烧付硬化型	0.8	29.2	42.8	37.0	68.2	0.180	1.10	10.0	0	
㉖ 延 性 型	0.8	27.3	40.0	40.2	68.3	0.203	1.10	4.0	0	

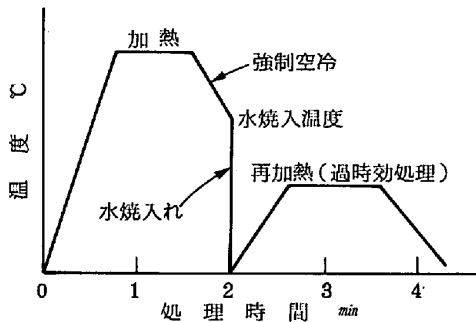


図 13 水焼入型連続焼鈍プロセスにおける熱サイクル

反する傾向の特性を適当な過時効条件によつていかにバランスさせるかという問題になる。

その実例として²³⁾、表 7-(1) には通常の低炭素 Al キルド鋼を図 13 の焼鈍サイクルで水焼入れし、ついで再加熱 (過時効) 条件を変えて再加熱したときの実験条件を示し、また表 7-(2) には上記の実験によつて得られた特性値を示している。

試料㉕では過時効温度が 280°C と低かつたため BH 量は 10.0 kgf/mm² と高いが伸びが 37.0% と試料㉖に比べて低い。試料㉖では過時効温度を 330°C に高めているため BH 量は 4.0 kgf/mm² に低下するが伸びは 40.2% と向上している。ただし、いずれの場合も過時効処理によつて YR が 68% と P-Al 鋼並みに増加しており、これらは単能型の Dual Phase 鋼として分類できよう。一方試料㉔は試料㉕、㉖と観点を変えて Mn-Cr を含有する高合金型の素材を 780°C で加熱した後 450°C までガスジェットで徐冷し、次いで水焼入れした後 200°C で再熱処理を行つたものである。この場合 YR は 0.48 と低く、延性も TS=46.5 kgf/mm² に対して EI=37.5% と良好な多能型の Dual Phase 鋼が得られている。この方式は高合金徐冷型と水焼入型の折ちゆう式であるが、徐冷後の水焼入れによつて若干の合金量節約ができると報告されている²³⁾。このように単能型

の Dual Phase 鋼を得るには低合金材を急速冷却で、また多能型の Dual Phase 鋼を得るには高合金材を徐冷する方式でそれぞれ可能といふことができる。

多能型の Dual Phase 鋼の場合は、合金量のある程度含有するのでそれらのスポット溶接性に対する影響を検討する必要がある。溶接性はスポット溶接部をピールした場合、溶接部破断か母材破断かで判定されるが、含有化学成分が次の実験式 (3) または (4) を満足すれば母材破断を生じて溶接性に問題はないといふことが別々に報告されている。すなわち、W を仮にスポット溶接性のパラメータとすれば

$$W_1^{33)} = C(\%) + \frac{Si}{30}(\%) + \frac{Mn}{20}(\%) + 2P(\%) + 4S(\%) \leq 0.24 \dots\dots\dots (3)$$

$$W_2^{34)} = C(\%) + 0.64P(\%) + 1.91S \leq 0.153 \dots\dots\dots (4)$$

合金量が比較的高くこれにガスジェット冷却を施した多能型 Dual Phase 鋼の 45 kgf/mm² 級、60 kgf/mm² 級における化学成分例およびその溶接性パラメータ W₁、W₂ を表 8 に示したが、この W₁ および W₂ はそれぞれ (3) 式、(4) 式を満足している。すなわち、このような多能型 Dual Phase 鋼の化学成分でもスポット溶接性に影響はないと判断できる。

4.2.4 超高強度鋼

ドアガード・バーのような補強材に用いられる超高強度鋼は TS ≥ 100 kgf/mm² を有するが (1) 水焼入法 (2) 高 Mn 鋼のガスジェット冷却法 (3) 特殊 Dual Phase

表 8 Dual Phase 鋼の化学成分と溶接性パラメータ

強 度	化 学 成 分 (%)						溶 接 性 パ ラ メ ー タ	
	C	Si	Mn	P	S	B	W ₁	W ₂
45kgf/mm ² 級	0.03	—	1.9	0.010	0.010	—	0.185	0.056
60kgf/mm ² 級	0.09	—	1.6	0.010	0.010	0.0030	0.230	0.255

表 9 100 kgf/mm² 級超高強度鋼板の製造例³⁵⁾

タイプ	化学成分 (%)			板厚 (mm)	機械的性質 (JIS No. 5)			
	C	Si	Mn		YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	YR (%)	El (%)
変態組織強化 (水焼入れ > Ac ₃)	0.06/0.09	—	0.30/0.60		92	119	77	4*
" (水焼入れ Ac ₁ ~Ac ₃)	0.15	—	0.70	1.2	63	107	59	14
" (ガスジェット冷却)	0.13	0.50	2.60	1.2	73	105	70	16

* ASTM 試験片

表 10 供試材の化学成分と機械的性質³⁶⁾

化学成分 (wt%)					機械的性質								
C	Si	Mn	Al	Ti	板厚 (mm)	方向	降伏点 (kgf/mm ²)	引張強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)	降伏点伸び (%)	降伏比 (%)	Hv	曲げ性 (135°突き曲げ)
0.092	0.25	2.10	0.022	0.082	1.2	L C	77.0 86.8	100.8 103.2	12 11	0 0	76.4 84.1	104	— 2.0 t 良好

表 11 細粒強度鋼の製造条件と機械的性質³⁷⁾

化学成分 (wt%)							熱延条件		機械的性質						
C	Si	Mn	P	S	Al	N	FT (°C)	CT (°C)	YP (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	El (%)	Er (mm)	τ	BH-ΔYP (kgf/mm ²)	CS (No)
0.05	0.021	0.20	0.020	0.014	0.27	0.0028	890	550	28.8	39.3	39.0	10.8	1.00	10.6	11.0

鋼などで製造できる。

(1)の水焼入法では C-Mn 鋼をオーステナイト域またはフェライト+オーステナイト二相域から焼入れするが、その組織はそれぞれマルテンサイト単相、フェライト+マルテンサイトの Dual Phase、であり最も簡単に超高強度鋼が得られる。ただしマルテンサイト単相の場合は表 9³⁵⁾に示すように伸びは ASTM 試験片で 4%と低くその製品形状も悪い。Dual Phase 鋼の場合は 100 kgf/mm² 級で YR=0.6 El=14% と良好である。

(2)の 2.6%Mn 鋼をガスジェット冷却した場合にはフェライト+ベイナイトの Dual Phase 組織になり、同じく 100 kgf/mm² 級で YR=0.7 El=16% と良好な値が得られる³⁵⁾。しかし(1)、(2)の Dual Phase 鋼の場合はともに C 量を 0.15% 程度に高くする必要があり溶接部の衝撃性が問題になる場合には検討を要する。

(3)の特殊 Dual Phase 鋼³⁶⁾というのは Ti を添加し再結晶温度をフェライト-オーステナイト二相域にまで高めた 2.0%Mn 鋼を再結晶開始直下の温度に加熱した後ガスジェット冷却し、組織を未再結晶フェライト+微細 TiC+マルテンサイトとしたもので、それぞれ加工強化+析出強化+変態強化の 3 種類の強化方法を組み合わせたものである。100 kgf/mm² 級で YR=0.84 El=11% と加工強化や析出強化の加わった分だけ YR や強度-延性バランスが下がっているが、それでもこの強度にしては良好な値であり C 量も 0.09% でよい。これらの化学成分と特性値を表 10 に示す。

4.2.5 細粒強化鋼

冷延板を連続焼鈍炉によつて再結晶温度直上で焼鈍し細粒強化によつて単能型 Dual Phase 鋼なみの特性を持

つフェライト鋼を作ることが報告されている³⁷⁾。

これは表 11 に示すような低炭素 Al キルド鋼を再結晶温度直上の 650°C で 40 s 低温焼鈍した後、ガスジェットで冷却するものである。その TS=39.3 kgf/mm² に対して El=39.0% と良好な結果が得られていて、YR も約 0.7 と P-Al 鋼並みになっている。安価な 40 kgf/mm² クラスの単能型鋼板を得るには有効な方法であろう。

4.3 表面処理 HSS

Canadian Code のように耐食性に対する規制が年々厳しくなるのに加え HSS のような薄手指向になればますます耐食性の問題は重要になってくる。Zn めつきを施す場合、電気めつきでは鋼板の熱処理履歴に無関係なので HSS の場合好ましいが、通常めつき厚で溶融めつきなみの耐食性を確保するようなめつき成分、めつき膜構造については現在開発が各方面で進められている段階なのでここでは溶融めつきについて述べる。しかしながら HSS に Zn めつきを施す報告の数はそれほど多くはなく今後の検討に負うところが多い。

ゼンジミアラインのような溶融めつきラインは過時効帯のない連続焼鈍炉と見なされるが、めつきのために不可避免的に Zn ポットで 460°C×数 s、まためつき後合金化処理を行う場合にはさらに 550°C×10 s 程度の熱処理を鋼板に施すことになるので、特に Dual Phase 鋼の場合にはその影響を考慮せねばならない。過時効帯の無いことは P-Al 鋼の延性付与に障害となるが IF-HSS は固溶 C, N を含まないのでこのような熱履歴でも秀れた成形性を発揮する。

現在報告されているのは Dual Phase 鋼と IF-HSS

表 12 試作鋼板の成分と機械的性質³⁹⁾

化 学 成 分 (wt%)					機 械 的 性 質 (JIS 5号, 1.2mm, L方向)						
C	Si	Mn	P	sol. Al	降伏応力 (kgf/mm ²)	引張強さ (kgf/mm ²)	伸 び (%)	降伏伸び (%)	降 伏 比	n 値	r 値
0.052	0.18	2.44	0.017	0.039	34.1	64.9	27.0	0	0.53	0.19	0.78

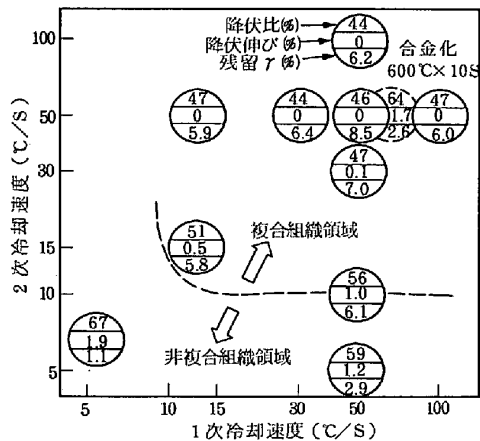


図 14 降伏比と降伏伸びにおよぼす冷却速度と合金化条件の影響 (合金化: 550°C x 10S)³⁸⁾

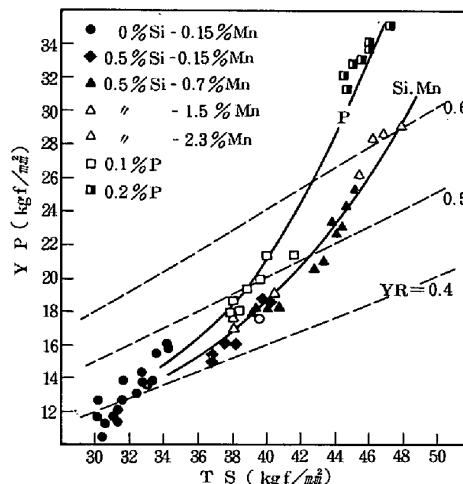


図 15 強度と降伏応力の関係⁴⁰⁾

が主であるので、その例を次に示す。

4.3.1 Dual Phase 鋼

溶融めつきラインの熱履歴で 1.60%Mn-0.32%Cr 鋼を処理した実験では 1 次, 2 次冷却速度によつて図 14 の点線範囲で YR が 0.4 台の Dual Phase 鋼が得られている³⁸⁾。この場合 550°C の合金化温度ではパーライト変態が進まず Dual Phase 組織が確保される。

Mn 含有量が 1.8% と 2.4% の場合 1.8%Mn 鋼では Zn めつきラインの冷速程度では Dual Phase にならないが, 2.4%Mn では Zn めつきや合金化処理の影響を受けず安定して Dual Phase 組織が得られ, BH 性も 5 ~ 6 kgf/mm² あつてめつきの密着性や Powdering 性も良好であると報告されている³⁹⁾。2.4%Mn 鋼の場合の特性値を表 12 に示す。このように適当な Mn eq を確保すればゼンジミアラインでも Dual Phase 鋼の製造は可能である。

4.3.2 IF-HSS

IF-HSS の場合, 固溶 C, N が無いので機械的特性値に基本的な問題のないことは前に述べた。ただ強化元素の添加によつてどの程度特性値やめつき密着性が劣化するかが問題である。

図 15 は 0.005%C-0.15%Mn-0.12%Ti をベースに Si 量, Mn 量, P 量をそれぞれ単独に変化させた場合の TS, YP, YR であるが⁴⁰⁾, 添加元素の種類や添加量によつて YR=0.50 の 45 kgf/mm² 級 HSS, YR=0.45 の 40 kgf/mm² 級 HSS などが得られ強度-延性バランスも良好である。また P 添加はめつき密着性を改善するといわれる。

Ti の代わりに Nb を添加した 0.005%C-0.05%P-

0.038%Nb 系についても 1.7~2.0 という r 値を持つ 35~38 kgf/mm² 級 HSS が製造でき, 合金化処理後軟鋼板ベースの合金化処理 GI 鋼板に比べて同等な塗装性, 耐食性が得られている⁴¹⁾。

5. 結 言

自動車用高強度鋼板 (HSS) の製造法について概観したが, 開発着手以来 10 年余を経てその実力, 限界などが把握されてきた。今後 HSS の普及率をさらに高めてゆくためには鉄鋼メーカー側では, 新しい技術開発による特性の一層の改善と製造コストの低減, また自動車メーカー側では HSS 用の成形技術の開発と改良, こういった両者の努力を平行して進めてゆくことが必要である。

また HSS プレスラインにおける成形挙動を的確に判定する吉田 buckling test のような Simulation test⁴²⁾ 法の検討も重要な問題である。ホワイトポデーに占める HSS の重量比は約 30% まできたが, それ以上の飛躍に対して HSS はいま転換期にさしかかっているといえる。その意味で自動車メーカーと鉄鋼メーカーの今後一層緊密な共同研究が期待される。

文 献

- 1) 武智 弘: 塑性と加工, 21 (1980), p. 872
- 2) 中里嘉夫, 伊藤 庸, 佐々木徹, 野原清彦: 川崎製鉄技報, 1 (1969), p. 169
- 3) 武智 弘: 塑性と加工, 21 (1980), p. 109
- 4) 武智 弘: 金属物理セミナー, 3 (1978), p. 169
- 5) G. T. ELDIS: The Metallurgical Society of AIME, ed. by R. A. KOT and J. W. MORRIS (1979), p. 202

- 6) J. H. BUCHER and E. G. HAMBERG: SAE Paper 770164, (1977)
- 7) R. P. KRUPITZER, F. REIS, R. E. MINUTUS and J. E. FRANKLIN: I & SM, 8 (1981) 8, p. 36
- 8) 橋口耕一, 高橋 功, 入江敏夫, 高崎順介: 鉄と鋼, 67 (1981), S 528
- 9) A. P. COLDREN and G. TITHER: J. Metals, 30 (1978) 4, p. 6
- 10) 古川 敬, 森川博文, 遠藤道雄: 鉄と鋼, 65 (1979), A 189
- 11) T. TERAZAWA, H. HIGASHIYAMA, and S. SEKINO: Toward Improved Ductility and Toughness, Kyoto (1972), p. 101 [Climax Molybdenum Company (Japan) Ltd.]
- 12) Y. E. SMITH, A. P. COLDREN, and R. L. CRYDERMAN: 同上, p. 119
- 13) 新日本製鉄(株), 技術資料
- 14) T. GLADMAN: JISI, 208 (1970), p. 172
- 15) 国重和俊, 高橋政司, 杉沢精一, 増井淑郎: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1916
- 16) 橋口耕一, 西田 稔, 加藤俊之, 田中智夫: 鉄と鋼, 64 (1978), S 257
- 17) M. NISHIDA, K. HASHIGUCHI, I. TAKAHASHI, T. KATO, and T. TANAKA: Sheet Metal Forming and Formability, Proc. of 10th Cong. IDDRG, (1978), p. 211
- 18) T. KATO, K. HASHIGUCHI, I. TAKAHASHI, T. IRIE, and N. OHASHI: Paper Presented at Symp. on Fundamentals of Dual-Phase Steel, 110th AIME Annual Meeting, Feb. (1981) Chicago, to be Published
- 19) 渡辺国男, 橋本嘉雄, 佐藤豊彦, 平山秀男, 長尾正善, 野口明信: 鉄と鋼, 66 (1980), S 1237
- 20) J. IMAMURA and T. FURUKAWA: Nippon Steel Tech. Rep. (Overseas), 10 (1977), p. 103
- 21) 武智 弘, 加藤 弘, 小山一夫, 川崎宏一, 豊田洋民: 鉄と鋼, 67 (1981), S 461
- 22) 日野貴夫, 中居修二, 恒松章一, 岡本篤樹: 鉄と鋼, 66 (1980), S 368
- 23) 松藤和雄, 下村隆良, 大沢紘一, 奥山 健, 木下正行, 逢坂 忍: 日本鋼管技報, 84 (1980), p. 14
- 24) 岡本篤樹, 高橋政司, 日高貴夫: 鉄と鋼, 66 (1980), A 209
- 25) 塩川昌男, 古川 忠, 山崎勝二郎: 日産技報, 15 (1979-12), p. 58
- 26) S. R. GOODMAN and P. R. MOULD: SAE Paper 790168 (1979)
- 27) 高橋延幸, 柴田政明, 吉野嘉邦: 鉄と鋼, 66 (1980), S 1127
- 28) 丸山正明: Nikkei Mechanical, (1981) 9-14, p. 82
- 29) 橋口耕一, 西田 稔, 加藤俊之, 田中智夫: 川崎製鉄技報, 11 (1979) 1, p. 68
- 30) 武智 弘, 松尾宗次, 小山一夫, 白田松男: 鉄と鋼, 65 (1979), S 310
- 31) 高橋延幸, 吉野嘉邦, 福永正明, 浅井 徹, 松田貞之: 鉄と鋼, 67 (1981), S 526
- 32) 下村隆良, 大沢紘一, 木下正行, 岩瀬耕二: 鉄と鋼, 67 (1981), S 1176
- 33) 小平一丸, 山田有信, 高橋靖雄, 佐藤康則: 鉄と鋼, 67 (1981), S 460
- 34) 樺沢真事, 高田芳一, 荒木健治, 田中甚吉, 中岡一秀: 鉄と鋼, 64 (1978), S 758
- 35) 松藤和雄: 第 74, 75 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1981), p. 95
- 36) 権藤 永, 武智 弘, 河野 彪, 小山一夫: 鉄と鋼, 62 (1976), S 591
- 37) 高橋延幸, 福永正明, 野坂詔二, 中沢 吉, 松塚健二: 鉄と鋼, 66 (1980), S 1125
- 38) 岸田宏司, 水山弥一郎, 徳永良邦, 竹本長靖: 鉄と鋼, 67 (1981), S 465
- 39) 高橋政司, 岡本篤樹, 杉沢精一, 中居修二: 鉄と鋼, 65 (1979), S 940
- 40) 高田 寿, 須藤正俊, 塚谷一郎, 佐藤益弘, 高井伝栄, 長谷 明: 鉄と鋼, 67 (1981), S 998
- 41) 平瀬幸一, 柴崎 治, 森 忠洲, 入江敏夫: 鉄と鋼, 67 (1981), S 999
- 42) K. YOSHIDA, H. HAYASHI, K. MIYAUCHI, M. HIRATA, T. HIRA, and S. UJIHARA: Proc. Int. Symp. on New Aspects on Sheet Metal Forming (NASMF 1981) (May. 1981) Tokyo, to be Published