特集

薄板材料の溶接

② 最近の高強度薄鋼板の進歩*

山口 忠 政**

Recent Development in High Strength Steel Sheets*

by Tadamasu Yamaguchi**

キーワード：高強度薄鋼板，成形性，溶接性，析出強化，複合組織強化，表面処理鋼板

1. 結 言

薄鋼板は、自動車、電車などの輸送機器用鋼板、家電用鋼板として広く使用されているが、とくに地球温暖化の原因である CO_2 抑制対策として、燃費改善を目的とした自動車車体の軽量化を対象に高強度化が検討されている。車体の軽量化を達成するためには、鋼板の高強度化はもちろんのこと、用途によっては高強度と同時に、成形性に優れかつ溶接性、塗装性等にも優れた薄板の開発が必要である。これらの要求に答えるべく、使用部に要求される機能に適した強化方法、製造プロセスが開発され、それにより製造された高強度鋼板が輸送用機器に多量に使用されている。

本稿では高強度薄板の例として、主として自動車を対象に開発された最近の高張力鋼板の特徴と製造方法、および使用性について解説するとともに、表面処理鋼板についても一部触れる。なお、高強度薄鋼板の溶接についても簡単に述べるが、溶接の詳細については別資料^{1,2)}を参照いただきたい。

2. 高強度薄鋼板に要求される特性

一般に、強度の上昇は材料の加工性低下を招くため、高強度材で第一に問題となるのは成形性である。成形性には図 1³⁾に示す様に深絞り性、張出し性、伸びフランジ性、曲げ加工性さらに形状凍結性（耐スプリングバック性）などがある。これらのうち深絞り性には高 r 値（引張試験により測定される幅方向

図 1 プレス成形の分類と材料変形の特徴³⁾

の真ひずみと板厚方向の真ひずみの比 $r = \varepsilon_w / \varepsilon_t$ を r 値と呼び、 r 値が高いほど深絞り性が良好⁴⁾が、張り出し性には高 $E1$ （伸び）、高 n 値（材料の応力-ひずみ曲線を n 乗硬化式 $\sigma = K\varepsilon^n$ で近似した場合の指数 n の値を n 値と呼ぶ）が有効である。また、形状凍結性には低 YR 鋼（引張強さ TS に対する降伏強さ YS の比を降伏比 YR と呼び、 $YR = YS/TS$ で表される）が適している。高強度化による板厚減少も加工性を劣化させるため、高強度鋼板を実用化していくためには加工性はむしろ従来以上に向上させなければならない。強度、成形性の他に溶接性、疲労特性、塗装性、耐食性などが要求される。なお、剛性は材料強度には関係せず、弾性常数と板厚に支配されることから、剛性が要求される部位への高強度鋼の適用は有効ではない。

3. 高強度薄鋼板の製造方法

薄鋼板は製造方法により、熱間圧延材と冷間圧延材に分類される。自動車用鋼板は構造部材、補強部材に、また冷延鋼板は内外板パネルに広く適用され

*原稿受付 平成 6 年 2 月 23 日

**正 員 川崎製鉄㈱ Member, Kawasaki Steel Corp.

てきたが、これら鋼板の高強度化には従来から良く知られている鋼の強化機構、すなわち固溶体強化、析出強化、複合組織強化、加工強化、細粒強化などが利用されている。以下に熱間圧延材と冷間圧延材の強化方法について簡単に述べるとともに、各強化機構を用いて製造される代表的な高強度薄鋼板の特徴について概説する。

3.1 熱間圧延材の強化方法

熱間圧延材では、おもに冷却とコイル巻取りプロセスを利用して高強度化をはかっている。表 1⁴⁾に主な強化機構の違いによる高張力熱延鋼板の分類と特徴を示すが、各々の強化機構は必ずしも独立したものではなく、合金元素の添加により細粒化や析出、変態など複数の強化機構が同時に起こるため、各々の強化機構を定量化することは一般的には困難である。

固溶強化鋼は C, P, Si, Mn 等の固溶体硬化により強化したフェライト・パーライト鋼であり、析出強化鋼はこの固溶強化鋼をベースに Nb, Ti, V を添加し、これらの炭化物、窒化物の微細析出を利用して高強度をはかった鋼板である。また、組織強化鋼は合金元素添加量、熱間圧延温度と圧延量、圧延後の冷却等の制御により、軟質なフェライトマトリックス中に硬質のマルテンサイトを島状に多数分散させた組織を特徴としているが、ベイナイトや残留オーステナイトを含むこともある。軟質なフェライトが伸びを、硬質なマルテンサイトが強度を分担するため、高強度で延性に優れた高強度鋼板が得られる。代表的な例として、後記する Dual Phase(二相組織)鋼が挙げられる。

3.2 冷間圧延材の強化方法

冷間圧延材の高強度化法には、加工硬化や歪時効

硬化を利用したものもあるが、これらの方法では延性の劣化が大きいと、ほとんどの場合連続焼鈍後の急冷プロセスでの強化法が採用されている。冷延焼鈍板も程度の差こそあれ、基本的には表 1 に示した熱延鋼板の場合と同様の強化機構が用いられている。冷延焼鈍板特有の強化鋼板として焼付硬化型鋼板 (Bake Hardening 鋼板: BH 鋼板) がある。これは後記するように、C, N の歪時効硬化現象を利用した鋼板であり、プレス加工時には低降伏強さを、その後の焼付け塗装では固溶 C, 固溶 N による一種の高温歪時効現象により、高強度を示すのが特徴である。上記の他、極低炭素鋼板に Cu を 1.5% 前後過飽和に固溶させ、成形後 500~600°C で数分熱処理することにより、約 150~200 MPa の高強度化がはかれる熱処理強化鋼板も検討されている。

3.3 高強度薄鋼板の強化機構と材質上の特徴

ここでは、従来から使用されている高強度鋼板、および最近開発された、あるいは検討されている新高強度鋼板について、主に前述の強化機構毎に紹介するが、一部の鋼板については独自の分類で独立させて説明する。

3.3.1 固溶強化鋼、析出強化鋼

固溶強化鋼は古くから実用化されており、一般には C, N, P, Si, Mn 等の固溶硬化を利用した鋼板である。C や N は、固溶状態で多量に残ると時効劣化の原因となるため、C, N については時効劣化を生じさせない範囲で高強度化に、また後記する塗装焼付け時の硬化能 (BH 性) を付与するために利用されている。P も C, N について固溶体強化をはかることができ、P 添加鋼板として利用されている。図 2⁴⁾は、引張強さと r 値におよぼす P, Si, Mn の影響を、Nb 添加の極低炭素冷延鋼板について示したもので

表 1 高強度熱延鋼板の強化機構による分類⁴⁾

No.	強化機構	組織	添加元素	得られる引張強さ (N/mm ²)						
				500	600	700	800	900	1000	1500
1	固溶強化	フェライト+パーライト	Si, Mn	←→						
2	析出強化		Nb, Ti, V	←→						
3	固溶+析出強化		Si+Nb, Ti, V	←→						
4	組織強化	ベイナイト or アシキュラーフェライト	Mn, Cr, Mo, B	←→						
5			Mn, Cr, Mo, B	←→						
			+Nb, Ti, V	←→						
6	複合組織強化 (マルテンサイト)	フェライト+マルテンサイト	Si, Mn, (Cr, Mo)	←→						
7	複合組織強化 (残留オーステナイト)	フェライト+ベイナイト+オーステナイト	Si, Mn	←→						

ある。P は微量添加で高張力化ができ、かつ r 値の劣化代がもっとも少ないため、0.07% 程度添加した引張強さ 340~400 MPa 級鋼板が、さらにこれに BH 性を付与した鋼板も広く用いられてきた。

析出強化鋼板は、固溶強化鋼をベースに、Nb, V, Ti 等の炭窒化物を析出させて強化したもので、強化の程度は析出物を微細化するほど大きくなり、引張強さ 490 MPa~780 MPa 級まで実用化されている。しかし、多量の析出物のため降伏比 YR が高く、延性も低いという傾向がある。一方、溶接熱影響部の軟化が起きにくいという特徴があるため、溶接熱影響部の軟化しない材料が要求される自動車のホイールリムに利用されている⁹⁾。なお、ホイールリムは溶接後高い塑性加工を受けるため、溶接熱影響部が軟化する材料では、成形時に軟化部での歪集中がおこり破断することが知られている。

3.3.2 複合組織鋼板

(1) 二相組織鋼 (Dual Phase 鋼)

組織強化鋼板のひとつに複合組織鋼板があり、なかでもフェライト-マルテンサイト二相組織鋼 (Dual Phase 鋼) が良く知られている。この鋼板は熱間圧延材、冷間圧延材ともに製造されているが、その製造原理を図 3⁹⁾に示す。いずれも Cr, Si, Mn などの合金元素を含む素材をフェライト-オーステナイトの共存温度域に保持し、溶解度差を利用して C, N を濃縮させ、その後の冷却制御によりオーステナイトをマルテンサイトに変態させたものである。多量で軟質なフェライトマトリックスの中に硬質なマルテンサイトが島状に多数分散し、清浄なフェライトが伸びを、硬質なマルテンサイトが強度を分担し、他の強化方法に比較して優れた強度-延性バランスを示す。降伏比が 0.4~0.6 と低く、そのため高い加工硬化性を示すなど成形性に対する利点がある反面、 r 値が 1.3 程度と低いため、自動車では内板、補強部材などに適用されている。なお、熱間圧延材では引張強さ 590~690 MPa 級が主体であるが、冷間圧延材では引張強さで約 400~1180 MPa まで製造可能である。また、Dual Phase 鋼は冷却速度が早いスポット溶接においても溶接熱影響部の軟化を生じ、素材の引張強さが高いにもかかわらず継手強度が低下することがある。

(2) 高残留オーステナイト鋼板 (TRIP 鋼)

この鋼板もフェライト-オーステナイト共存温度域で保持した後の冷却を制御することにより製造される。冷却途上の未変態オーステナイト中に合金元素を濃縮、安定化させ、残留オーステナイトを数%~20% 程度残留させた鋼板である。塑性変形中にオーステナイトが硬質なマルテンサイトに変態する加工誘起変態 (Transformation Induced Plasticity: TRIP) により変形の集中が阻止されて、 n 値を高

図 2 r 値と引張強度に及ぼす Mn, Si, P 添加量の影響⁴⁾

図 3 Dual phase 鋼の製造原理⁹⁾

め、結果的に図 4⁷⁾に示すように引張強さ 590~980 MPa でも 30% を越える伸びを示す。加工誘起変態 (TRIP) を利用するため、別名 TRIP 鋼と呼ばれる。C 量を増加させると残留オーステナイト量の増加により延性の低下なしに強度を高めることができるが、C 量が比較的高いため溶接性に問題が生じる。ただしスポット溶接では、溶接通電終了後に電極間に材料を保持したまま再び適当な電流を通電させる、いわゆるテンパー通電により、溶接部硬化組織を焼き戻し、硬さを低減させることができる。現在は溶接の必要のない部位への適用、あるいは溶接以外の接合方法が検討されているが、素材の優れた特性を活かすためにはスポット溶接でのテンパー通電併用を考えるべきである。

3.3.3 超成形性鋼板 (Super EDDQ 級鋼)

自動車パネルの一体成形は、重ね部の重量減、接合の省略による特性劣化の軽減などの効果が期待できる。そのためには、従来以上に成形性の良好な鋼板が必要となる。これに応えるために開発された鋼板が超成形性鋼板である。鋼中のCの低減と0.10%以下のTi, Nb添加により、残存するC, Nを析出物として完全に固定した、いわゆるIF (Interstitial Free) 鋼板であり、最近の鉄鋼技術の進歩により20 ppm以下の極低C化も可能となっている。これは図5⁸⁾に示すごとく、従来の超深絞り鋼板 (Extra Deep Drawing Quality: EDDQ) を大きく上回る材質特性をもち、 r 値は2.3~2.5、全伸びは55%程度の極めて高い成形性を有しているため、Super EDDQグレードと呼ばれている。これにP, Si, Mn等を添加して固溶体強化した、深絞り性に優れる340~440 MPa級鋼板も実用化されている。

この極低炭素IF鋼の問題点のひとつは、固溶C, Nが粒界からも奪いとられているため、結晶粒界が不安定で、二次加工時に粒界破壊を起こしやすいことであるが、Bを添加して粒界を安定化することで

図4 高残留オーステナイト鋼の強度・延性バランスに及ぼすC量の影響⁷⁾

図5 冷延鋼板のグレードと機械的性質⁸⁾

解決されている⁹⁾。もう一つの問題点はスポット溶接部の強度低下である。その原因としては、極低炭素鋼であること、TiやNbの炭化物、窒化物が溶接部で溶解し結晶粒が粗大化するため、高張力鋼板であるにもかかわらず強度が低下する可能性があることが挙げられる。図6¹⁰⁾は軟鋼の場合の例であるが、この場合も数ppmのB添加により、溶接熱影響部の結晶粒径の粗大化を抑制し、スポット溶接部疲労強度低下の問題を解決している。

3.3.4 焼き付け硬化型鋼板

自動車のドアなどには、プレス成形時の形状凍結性と耐デント性 (小石の飛散、手の平の強い押し付

図6 極低C-Ti鋼スポット溶接部疲労強度に及ぼすNb, B添加の効果¹⁰⁾

実プロセス： プレス成形 → 塗装焼付 → 使用時デント
BH量測定： 予歪付与 → 熱処理 → 再引張

図7 焼付硬化量の測定方法と硬化の原理¹¹⁾

図 8 連続焼鈍における Nb 添加極低 C 鋼の高加工性と焼付硬化性の付与方法¹²⁾

けなどでもくぼみにくい性質)が要求される。これらの相矛盾する性質を同時に満足するためには、プレス前の鋼板では低降伏点で、逆に成形後は高降伏点であることが望ましい。焼き付け硬化型鋼板はこの二つの矛盾した要求を満足するために開発されたものである。鋼板中に C や N を固溶状態で存在させておき、プレス加工時に導入された転位と固溶 C, N 原子とが塗装焼き付け処理時に 170°C, 20 分の熱処理で相互作用し、鋼板の降伏応力が上昇するという、いわゆる歪時効現象を人工的に、しかも自動車製造プロセスの中で利用したものである。図 7¹¹⁾は、焼き付けによる降伏点上昇の原理を模式的に示したものである。成形時には低い降伏強さを有するが、成形による塑性変形で転位が導入され加工硬化し、その後の焼き付け塗装で鋼板は約 170°C に加熱され、固溶 C は、転位近傍に拡散して転位を固着するために、さらに高強度化がはかられる。最近では、Nb/C を原子比で約 1 にした極低 C 鋼板に図 8¹²⁾に示すような連続焼鈍法を適用することにより、高 r 値と高 BH 性を両立させた製品が実用化されている。なお、降伏点上昇量 (BH 量) 30~50 MPa の引張強さ 340~400 MPa 級鋼が一般的である。

3.3.5 熱処理強化鋼板

極低 C 鋼板に Cu を 1.5% 程度添加し、微細な Cu 析出強化を狙った鋼板で、熱処理前には 390 MPa 級の IF 鋼と同等の優れた成形性を有し、さらに図 9¹³⁾

図 9 1.6% Cu 添加鋼の引張り強さに及ぼす熱処理温度と時間の影響¹³⁾

に示すように、150~200 MPa の高い熱処理強化特性を示すため、590 MPa 級の高強度材が得られる。この硬化量は BH 鋼板の 30~50 MPa に比較してはるかに大きい。加工後 500°C~600°C × 数分の熱処理が必要であるため、自動車の製造工程ではまだ実用化されていない。

4. 表面処理鋼板

これまで熱間圧延材と冷間圧延材について述べたが、自動車の例でみると、防錆性向上の点から冷延鋼板に代わり亜鉛めっき鋼板に代表される表面処理鋼板が多用されている。表 2¹⁴⁾に自動車用表面処理鋼板を示す。亜鉛を主体とするめっき鋼板と有機被膜のある塗装鋼板に大別され、さらにめっき鋼板は電気めっき鋼板と比較的厚目付けの溶融めっき鋼板に分類される。一般に、高強度鋼板では合金元素を添加することによるめっき性の劣化が起こるため、高張力化のためには添加する合金元素の選択と量を適性化することが重要である。表面処理鋼板にも、防錆性はもちろんのこと、プレス加工性、溶接性が要求される。しかし、亜鉛めっき鋼板の r 値は、めっき層の拘束のため元の鋼板より0.2~0.3低下するとされており、高強度鋼板を表面処理鋼板として使用していくためにはこの点も考慮してより一層の加工性の向上をはかっておく必要がある。

表面処理鋼板のもう一つの問題点は、裸鋼板に比較して溶接性の劣化が大きいことである。スポット溶接では、(1)裸鋼板に比較して溶接可能電流域が狭い、(2)電極損耗が激しく、連続打点性に劣るという問題点がある。電極寿命の改善を目的に、電極損耗メカニズムの解明¹⁵⁾や、めっき表面層状態の最適化の検討¹⁶⁾がなされ、着実に成果が挙げられている。また、重ねすみ肉アーク溶接時の亜鉛に起因する気孔(ピット、ブローホール)発生の問題もあるが、これについても、溶接材料¹⁷⁾、溶接電源¹⁸⁾などの面から抑制方法が検討されている。

5. ま と め

主として自動車の軽量化を対象に開発されてきた高強度薄鋼板の製造方法、特徴、用途について解説した。実用化されてからすでに年数が経っているもの、さらには今後実用化されると予想されるものも一部含めた。紙面の都合上溶接、その他の加工技術、あるいは耐食性等についての詳細は割愛したが、高強度鋼板を実用化していくためには相反する特性である高強度化と成形性、防錆性と溶接性を同時に満足させるための材料開発、接合方法、さらには設計をも含めた総合的な研究・開発が今後も必要である。

本資料をまとめるに当たり、多くの有益な文献を参照させていただき、またデータを引用させていただいた。紙面を借りて著者の皆様にお礼申し上げます。

表 2 各種自動車用表面処理鋼板¹⁴⁾

分類/種類		めっき層断面図
め っ き 鋼 板	電気亜鉛めっき鋼板
	Zn-Ni 系
	電気合金めっき鋼板
	Zn-Fe 系	
	溶融亜鉛めっき鋼板
	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
塗 装 鋼 板	有機複合めっき鋼板
	塗装鋼板 (ジクロロメタル)

参 考 文 献

- 1) 樺沢：溶接学会誌, Vol. 60 (1991) No. 6, pp. 495-498.
- 2) 斉藤：溶接学会誌, Vol. 60 (1991) No. 6, pp. 484-489.
- 3) 須藤：第 17 回鉄鋼工学セミナー, 材料コーステキスト (日本鉄鋼協会)
- 4) 橋本：第 141 回西山記念講座 (日本鉄鋼協会), pp. 113-150.
- 5) 高：住友金属, Vol. 45 (1993) No. 5, pp. 113-120.
- 6) 武智, 阿部：製鉄研究, 第 312 号 (1984), pp. 8-17.
- 7) H. Takechi: Proceedings of Symposium "Hot & Cold Rolled Sheet Steels" The Metallurgical Society (1987), pp. 117-138.
- 8) 武智：鉄と鋼, Vol. 78 (1992) No. 3, pp. 339-345.
- 9) 高橋, 柴田, 早川, 古野, 白田, 山本：鉄と鋼, Vol. 69 (1983), No. 12, A 297-A 299.
- 10) 岡田, 佐藤, 阿部, 池田, 東：材料とプロセス, Vol. 3 (1990), No. 6, pp. 1788-1791.
- 11) 小嶋, 永井, 谷奥：住友金属, Vol. 45 (1993), No. 5, pp. 12-19.
- 12) 佐藤, 岡田, 加藤, 橋本, 花澤, 恒川：川崎製鉄技報, Vol. 23 (1991), No. 4, pp. 293-299.
- 13) 岸田, 秋末, 池沢, 黒沢, 植森：材料とプロセス, Vol. 5 (1992), No. 6, pp. 1827-1830.
- 14) 斉藤, 高橋：溶接技術, vol. 31 (1984), No. 4, pp. 27-32.
- 15) 池田, 安田, 山口, 志賀：材料とプロセス, Vol. 3 (1990), No. 3, pp. 1506-1507.
- 16) 堀田, 岡：溶接学会全国大会講演概要, No. 52 (1993), pp. 110-111.
- 17) 藍田, 菅, 中野：溶接学会全国大会講演概要, No. 44 (1989), pp. 216-217.
- 18) 三田：溶接学会誌, Vol. 59 (1990), No. 8, pp. 12-16.