自動車用鋼板の発展の推移について

——Alキルド鋼からDual Phase鋼まで——

武 智 弘*

1. 緒 言

戦後の廃墟の中から立上った日本の自動車工業と鉄鋼業は1980年に奇しくも共に米国の生産量を上回った。日本における自動車工業発展の歴史はそのまま鉄鋼業発展の歴史であるといえよう。1955年頃約260人/1台しかなかった我が国の自動車普及率は30年後の今日約3人/1台まで飛躍的に成長した。また、世界的にも自動車の生産量は1960年の1640万台から1982年には3660万台と倍増している。

こうした自動車工業発展の跡を自動車用鋼板の進歩という側面から振り返り、筆者と同じく金属を研究する各位の参考に供する次第である。

2. 社会情勢の変化と自動車用鋼板

戦後の1945年から直近の1984年に至る約40年間はまさに激動の時代であった。この間における「自動車および自動車用鋼板の生産量」「自動車産業と鉄鋼業におけるトピックス」「自動車用鋼板の開発経過」「薄鋼板の成形性研究」という各項目についてそれらの足跡をまとめると表1のようになる。自動車および自動車用鋼板の生産量を見ると1960年頃から目ざましい急成長を遂げた事が分かる。

1973年に第1次石油ショックが起るまで鉄鋼業が指向したものは、如何に優れた「軟質」の自動車用鋼板を安定供給するかという事であった。表1に見られる様に1955年代では平炉製鋼法から酸素上吹き転炉製鋼法への転換と、世界に先駆けたオープンコイル焼鈍炉(OCA炉)や真空脱ガス装置(DH, RH)の工業化による低炭素、低窒素鋼板の開発が注目される成果であった。酸素上吹

き転炉製鋼法の普及によって低窒素鋼が日常のものとなった事は我が国の自動車用鋼板の品質を高める上で画期的な事であった。1965年の前半はAlコアキルド鋼やTiキルド深絞り用鋼板の開発などキルド鋼を駆使した高級鋼板開発の時代であったが、1965年代後半になると更に目まぐるしい革新の時期を迎える事になる。すなわち連続鋳造時代の幕明けと共に連続鋳造向リムド相当自動車用鋼板の開発がスタートし、また、連続焼鈍ラインの稼働が始まって薄鋼板の製造工程は一変した。

そしてほぼ時を同じくして勃発した第1次石油ショックによって自動車軽量化時代が始まり従来の軟質鋼板一辺倒から加工性に優れた高張力鋼板の開発がスタートする事になる。連続焼鈍ラインは当初軟質鋼板の製造コスト切下げ、品質向上を目的に開発されたものであったが、高張力鋼板の製造にも極めて適しているため日本は自動車用高張力鋼板(以下High Strength Steel, HSSと略す)の開発でも世界的に先鞭をつける事が出来た。この事例は技術的ポテンシャルがあれば突発的な環境変化にも迅速に対応出来る例として興味深い。1980年代に入ると6Hiロール方式やベアクロスロール方式などの新鋭大容量ホットストリップミルの稼働が始った。これらが新しい製品にどの様に結びついてゆくかは今後の課題である。この外カー・メーカーとスチール・メーカーの共同研究体制という他国にない組織が我が国自動車用鋼板発展のために、非常に大きな貢献をした事を指摘しておかねばならない。当初コンカルカップ研究会という名称で始った共同研究会は近年、薄鋼板成形技術研究会と改称されたが、カー・メーカーとスチール・メーカーの両者に跨る問題点を整理し進路を明らかにして来た。こういう共同研究会があるために例えば低降伏点鋼や高張力鋼など当時のturning pointを世界に先駆けて乗り越える事が出来たと考えられる。

それでは次章以下で表1に示される主な自動車用鋼板の幾つかについて簡単に説明を加え、その開発の跡をたどる事とする。

* 新日本製鉄株式会社中央研究本部第二技術研究所
薄板研究センター所長

The Development of Steel Sheets for Automobiles: from
Al Killed Steel to Dual Phase Steel; Hiroshi Takechi
(R & D Lab.-II, Nippon Steel Corp., Sagamihara)

Keywords: steel sheet automobile, high strength steel, form-
ability, continuous cast steel, continuous annealed steel

1984年9月19日受理

表 1 我国における自動車と鉄鋼の進歩.

年 代	'45	'55	'57	'59	'61	'63	'65	'67	'69	'71	'73	'75	'77	'79	'81	'82	'85
生産 自動車 自動車鋼板	300台('47)	20万台		30 61万	88 102	140 136	194 110	341 206	485 289	588 274	700 403	713 369	878 486	1,049 611	1,170 637	1,079 576	
ト	GHQ小型車生産認可('47)	通産省国民車構想('55)					乗用車の輸入自由化('65) 対米輸出100万台突破('65)					米省エネルギー法('75) 排ガス規制('75~)					
ビ	外国からの技術導入('52~'53)						生産台数世界第2位('67) 米自動車安全規程 ESV('69), RSV('73)										
ッ							名神高速全通('64)					第1次石油ショック('73)					
ク	技術導入期('51)	純酸素転炉稼動('57)					国産CC1号機稼動('65)										
ス	冷延ミル稼動('54)	広幅冷延ミル稼動('58)					溶銑脱硫開始('66)										
							溶銑脱硫開始('66)										
							CC機の拡張('70)										
							連続焼鈍実用化('72)										
自動車用鋼板 の開発経過	Alキルド深絞り用鋼板('54)	B添加セミキルド鋼板('58) OCA脱炭深絞り用鋼板('63)					Alコアキルド鋼板('65)										
							Tiキルド深絞り用鋼板('65)										
							リムド低降伏点 連続製造向薄鋼板 鋼板('64) { Si-Al不完全キルド鋼板('70) 低Alキルド鋼板('73)										
							自動車用ハイテン (HSS, HSLA) ('73)										
							良加工性冷延ハイテン鋼板('79) P-Al鋼 Dual Phase鋼 BH鋼 IF-HSS 低コストハイテン鋼板										
研究会		コニカルカップテスト研究会					薄鋼板成形技術研究会										
背景		薄鋼板のプレス成形と試験法研究会 大物一体成形 ゲージダウン成形精度向上 (破断対策) (スプリングバック対策)					面形状精度向上 (しわ面至除去)										
要求性能		深絞り性・張出し性 r値, η値					形状性 低YP 高r値										
材料開発		Alキルド深絞り用鋼板					→Tiキルド深絞り用鋼板										
							ボディーパネルのハイテン化 (破断, スプリングバック, しわ面至対策)										
							低YP 高r値										
							→Tiキルド深絞り用鋼板										
							良加工性ハイテン鋼板										

(註)自動車用鋼板の開発経過欄,各項目末尾()中の数字は量産規模の製造法が確立した年度を示す。ただし,主観によって異なる場合が多く,±2年程度の誤差はある。

3. 自動車用軟質冷延鋼板の開発

(1) A1 キルド鋼板

戦前の我が国では、表面が美麗で加工性に優れた薄鋼板の製造は困難でその殆どを輸入に頼っていたが、自給の必要上、1936年5月、八幡製鉄所の洞岡地区に高級鋼板工場という名称で年産4万トンの工場が建設された。戦後は瓦礫の中からたくましい再建が始まり、1954年2月に富士製鉄の広畑製鉄所に、また、同年3月には同じく八幡製鉄の戸畑地区に5スタンドのタンデム冷間圧延機が稼働を始めている。一方、我が国における自動車工業の勃興期は1950～1951年頃で大量生産方式が緒についたのは1960～1961年頃である。大量生産の開始や車体デザインの多様化と共に深絞り用鋼板としてのA1キルド鋼板に対する需要が年々高まっていた。

1960年位まではA1キルド鋼板の深絞り性はパンケーキの様な展伸結晶粒の生成と深い関係にあると考えられていたが、1962年Burnsら⁽¹⁾によって深絞り性を支配するのは鋼板の集合組織である事が明らかにされた。そして深絞り性に優れたA1キルド鋼板はシャープな集合組織を持つ事が見出され、集合組織形成に及ぼす製造条件の影響や再結晶挙動とA1Nの析出の関連などについて膨大な研究が世界的に行われる様になり、この研究ブームは1970年位まで続いた。その詳細はとてここで述べ切れないが、微細なA1Nの析出が再結晶の開始と同期して生ずると深絞り性に好ましい{111}方位の優先成長が促進されると考えられ、そのための化学成分、熱延条件、焼鈍加熱速度などの効果が検討された。例えば図1⁽²⁾は焼鈍加熱速度と $\bar{r}$ 値の関係を示したものであるが、一般に加熱速度が遅い程 $\bar{r}$ 値は高くなっており、ま

図1 A1キルド鋼の $\bar{r}$ 値に及ぼす加熱速度とAl量の効果⁽²⁾。

た、A1量と加熱速度に応じて $\bar{r}$ 値に極大値が観察される。この極大値はA1量が高くなるほど急熱側に移動しており、再結晶時有効に働くA1Nの析出条件に対応していると考えられる。しかしA1Nが集合組織を制御する機構については他の析出物の場合も含めて十分解明されたとはいえない。

(2) OCA 脱炭深絞り用鋼板

1957～1958年頃米国Lee Wilson社によって開発されたオープンコイル焼鈍炉は、数年後に早くも我が国に導入され、川鉄千葉、富士鉄広畑、八幡戸畑など各所で次々に深絞り用鋼板製造の武器として使用される様になった。この方式ではワイヤースペーサーの巻込みによって鋼板が雰囲気ガスと自由に接触出来るため、雰囲気ガスを適当に選択する事によって脱炭脱窒が出来る外、焼付きがないため焼鈍温度を高めて高品質を得る事が出来る。また、コイル全長を通して均一な機械的性質を得る事が出来る利点もあった。脱炭には湿H₂N₂ガスが、また、脱窒にはアンモニア分解ガスが使用された。図2にキャップドOCA脱炭鋼板(A)とA1キルドOCA脱炭鋼板(B)の強度-延性バランスを他鋼種と比較して示した。SPCC, SPCD, SPCENはそれぞれ一般用、絞り用、非時効保証深絞り用冷延鋼板である。A, B鋼共伸びの大きい秀れた軟質鋼板である事が分かる。図3には同様に n 値と $\bar{r}$ 値のバランスを示した。特にA鋼はキャップド鋼でありながら深絞りA1キルド鋼(SPCEN)とほぼ同等の $\bar{r}$ 値と、高 n 値に代表される優れた張出し性を示している。焼鈍温度を高めると $\bar{r}$ 値は向上する場合によっては異常粒成長を生じ製品の加工時に肌荒れを起す心配があった。それで $\bar{r}$ 値を高める他の方法としてリムド鋼母材にPとSb, Bi, Nb, Pbの中の1種または2種以上を添加したKTS鋼板と呼ばれる鋼種が川崎製鉄によって開発された⁽³⁾。この場合P含有量は0.010～0.040%, Sbなど併用元素の量は0.003～0.05%添加されている。表2

図2 OCA脱炭冷延鋼板の強度-延性バランス。

図3 OCA 脱炭冷延鋼板の n 値と r 値のバランス。表2 KTS 鋼板の化学成分と機械的性質⁽³⁾。

	化 学 成 分 (%)								機 械 的 性 質					ASTM 粒 度 No.
	C	P	Al	Sb	Bi	Nb	Pb	N	$\bar{r}$	El (%)	TS (MPa)	YP (MPa)	YE* (%)	
商 用 リ ム ド 鋼	0.055	0.010	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	0.0025	1.07	45	321.7	259.9	3.0	9.6
OCA 脱炭リムド鋼	0.006	0.010	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	0.0008	1.40	51	277.5	176.5	1.0	7.1
Al キ ル ド 鋼	0.043	0.008	0.043	tr.	tr.	tr.	tr.	0.0058	1.55	47	299.1	—	0.0	8.2
P,Sb 入り KTS 鋼板	0.006	0.032	tr.	0.018	tr.	tr.	tr.	0.0010	1.76	47	296.2	—	0.2	7.3
P,Bi 入り KTS 鋼板	0.008	0.034	tr.	tr.	0.010	tr.	tr.	0.0006	1.70	46	324.6	—	0.0	7.5
P,Nb 入り KTS 鋼板	0.006	0.035	tr.	tr.	tr.	0.009	tr.	0.0008	1.70	47	313.8	—	0.0	7.0
P,Pb 入り KTS 鋼板	0.006	0.030	tr.	tr.	tr.	tr.	0.035	0.0006	1.71	47	305.9	—	0.0	7.4

* YE 室温で 5.26 Ms (6 ヶ月) 時効後の降伏点伸び (9.81 MPa=1 kgf/mm²)

に KTS の特性値を示すが r 値は約 1.70 と SPEN に等しい値を示している。

OCA 炉は現在でもホロー鋼板や一部の脱炭鋼板の製造に使用されているが、大きなトレンドとして鋼塊法-OCA 脱炭という製造方式は今や真空脱ガス-連続鋳造-連続焼鈍という新しいプロセスに転換されつつあるといつてよい。

(3) リムド低降伏点鋼板

吉田⁽⁴⁾によれば薄板のプレス性は、(1)破壊なく成形し得る変形能力=成形性、(2)変形中除荷後所定形状寸法を得る能力=形状性、に大別出来る。更に吉田⁽⁵⁾は形状性が材料の降伏点によって支配される事を指摘し、この指摘に基づいて低降伏点鋼板が開発された。降伏点を下げるには Petch の式に従って結晶粒径を大きくすればよいが、製造条件としては熱延仕上温度を A_{r3} 点以下とし巻取り温度を出来るだけ高くした熱延板を冷延後、出来るだけ高温で長時間焼鈍する方法が八幡製鉄所において検討された。熱延の仕上温度と巻取り温度が熱延板の結晶粒度に及ぼす影響を図 4 に示した。製品のグレードや製造箇所によって製造条件は異なるが、一例として下記の製造条件が報告されている⁽⁶⁾。

鋼 種	リ ム ド 鋼
仕 上 温 度	1073 K (800°C) $\pm$ 20 K
巻 取 り 温 度	最低 913 K (640°C)
焼 鈍 温 度	973 K (700°C) -7.2 ks (2 h) 保定
調 質 圧 延	伸び率 1%

この結果、従来鋼 (SPC) の降伏点が 215.6 MPa (22 kgf/mm²) 程度であったのに対し、本鋼板 (SPY) では 156.8 MPa (16 kgf/mm²) まで低下した。この低降伏点鋼板では仕上温度が A_{r3} 変態点を切っているため板面に平行な {100} 集合組織が形成され製品の r 値は劣化する。従って用途としてドアアウターの様に比較的単純な成形部品に適用された。また、リムド鋼では歪時効によって調質圧延後の降伏点が再上昇するので V の様な窒化物形成元素の添加が検討された⁽⁷⁾。V 添加鋼の表面品質

はリムド鋼並みに優れている事も有利であった。この鋼板は SPY-2 と呼ばれたが製造例としては 0.03~0.04% の V を添加した低炭素鋼を熱延時 1023 K (750°C) 程度で巻取り冷延した後 983 K (710°C) で焼鈍する。SPY-2 はローラーレベリングを必要とせずフロントフェンダー、インナードアパネル等に適用され良好な成績を示したが V 価格の高騰もあって 1960 年代後半に誕生した Al コアキルド鋼に置き換って行った。

(4) Al コアキルド鋼板

Al キルド鋼板は深絞り用鋼板として一般用のリムド鋼板、キャップド鋼板と共に生産の主流を占めて来たが Al_2O_3 系介在物のため表面性状が劣るという本質的な問題があった。この対策として未脱酸鋼を取鍋から鋼塊の押湯部まで注入した後、しばらく放置してリミングアクションにより厚さ 5~35 mm 程度の健全リム層の凝固部分を表面に形成せしめ、次いで通常の半量 1.0 kg/溶鋼トン程度の Al を投入して脱酸する Al コアキルド方式と呼ばれる造塊法が開発された。

この鋼はリムド鋼相当の健全な表面と Al キルド鋼に匹敵する加工性を持つため、1965 年頃から深絞り用鋼板として本格的に採用され、Al キルド鋼といえば Al コアキルド鋼を指す様になった。取鍋 Al 脱酸鋼ではスラブ全面のスカーフィングを必要とし、そのスカーフィングは 3~6% に達していたが、Al コアキルド鋼ではハドス

図4 低炭素熱延鋼帯の結晶粒構造におよぼす仕上温度と巻取温度の影響の模式図⁽⁶⁾。

図5 リムド鋼, Al コアキルド鋼, Al 取鍋キルド鋼の表面欠陥発生率⁽⁸⁾。

カーフでよくそのロスも0.1%程度であったからこの製造法はたちまち普及する様になった。リムド鋼, コアキルド鋼, 取鍋キルド鋼の表面欠陥発生率の比較を図5⁽⁸⁾に示したがコアキルド鋼はリムド鋼に近い優れた表面性状を持っている事が分かる。一方, コアキルド鋼ではAlを鋼塊中に添加するため空気中の窒素と十分接触してAlNを形成する機会に乏しく集合組織制御が十分に行われない場合があった。すなわち鋼中の窒素量はリムド鋼並みなのでむしろ窒化マンガン等で加室して窒素量を0.0020%以上に増加させればこの現象を回避する事が出来た。そして十分なAlNを含有するコアキルド鋼はC量やSi量が少ないため取鍋キルド鋼より良好な機械的性質を有している。この様に鋼塊法のAlコアキルド鋼は深絞り用鋼板の主流となったが, 連続鋳造時代に入ると時流に抗する事が出来ず消滅してしまった。

(5) Ti キルド深絞り用鋼板

特願昭41-9115 “プレス成形性の優れた冷延鋼板”(清水他4名)は当時の八幡製鉄から出願され, 後にSSPD-Xという商品名で世界的に広く知られる様になった深絞り用鋼板の記念すべき特許である。

この鋼はTiキルド鋼で降伏点が137.2MPa(14kgf/

mm²)程度と低く, 伸び(≈50%), r 値(≈2.0)に優れた理想的な深絞り用鋼板であるが, 開発の端緒は厚板関係の研究者が「Tiを添加すると降伏点が下り過ぎて厚板には使えない」といっているのを聞いてヒントにしたといわれる。ここにもテクノロジー・トランスファーの大切さを見る思いがする。

この鋼は侵入型固溶元素のC, Nや外にSを固定するためそのTi/C比を約10倍程度に設定されていた。1964年の試作当時から真空脱ガスによってC≈0.01%程度の極低炭素ベースで製造されていたが, その後の真空脱ガス設備の進歩によりC量は半減し, それに応じてTi量も削減され合金コストの低減が可能となった。

図6 冷延低炭素鋼板 r 値におよぼす巻取温度の影響 (冷延率: 68~70%, 焼鈍: 973 K (700°C) - 18 ks (5 h))⁽⁹⁾。

図7 r 値におよぼす焼鈍加熱速度の影響 (冷延率: 68~70%, 焼鈍: 973 K (700°C) - 18 ks (5 h))⁽⁹⁾。

この鋼は C, N が Ti によって完全に固定されているため Al キルド鋼に見られる様な r 値に対する熱延巻取り温度や焼鈍時の加熱速度依存性が全く存在しない。この例が図 6⁽⁹⁾と図 7⁽⁹⁾に示されている。

Ti 添加が r 値を高める機構については TiC の微細析出物説や、Ti が固溶している C, N, S 等を固定してマトリックスを浄化するといういわゆる純鉄説または Scaevenging 説などの諸説が唱えられていたが、最近では東大の阿部教授によって Mn-C ダイポールや Ti-C ダイポール説が提案され学会で今後論議を呼ぶものと期待される。上に述べた様にこの鋼板は特性の加熱速度依存性を持たないので連続焼鈍への適用性が大きく同種の鋼として Ti の代りに Nb を添加したものも製造されている。

(6) 連続鋳造向リムド相当薄鋼板

1973 年の第 1 次石油ショック以降製鉄会社にとって省エネルギーが最大の命題となり、分塊圧延を省略出来る連続鋳造法は体質改善の中心技術となった。また、連続鋳造法では鋼塊頭部の切捨てもなく高歩留りが得られると共に品質の均一性も高い。連続鋳造スラブは中心偏析がある程度伴うが、薄板の場合は板厚方向の応力による剥離は殆ど問題にならないから連続鋳造メリットを享受するのに最適の製品といえよう。連続鋳造には初め Al キルド鋼や U. S. Steel 社で 1965 年頃開発された Riband 鋼と呼ばれる Si キルド鋼が用いられていた。しかし、亜鉛めっきの密着性や冷延製品のテンパーカラー、あるいは合金コストの低減などの見地から Si を用いず最少限の Al によって脱酸する連続鋳造用薄鋼板が各社で競って開発された。成分系はどれも大体同じで何れも低 Al, 低 N が骨子となって居り新日鉄材の一例⁽¹⁰⁾を表 3 に示す。製造上最大の問題はスラブ表面のピンホールの防止であるから安定した脱酸技術、すなわち Al 量のコントロールが必要であり、このため真空脱ガスの軽処理が前提となっている。日本鋼管の報告⁽¹¹⁾によるとこの鋼種における強度-伸びバランスはリムド鋼並みで Al キルド鋼より良好である。また、AlN の析出量が Al キルド鋼より少ないため結晶粒形状はリムド鋼の様に等軸細粒となって居り伸びや r 値の面内異方性は Al キルド鋼よりも小さい。深絞り性は Al キルド鋼より劣るが張出し性は良好であり、図 8⁽¹¹⁾に示す様にバルジ成形においても細粒高延性のため Al キルド鋼より優れた成形限界を示す。これらの事から本鋼種はリムド代替鋼として十分使用可能である。

表 3 連続鋳造向リムド相当薄鋼板化学成分⁽¹⁰⁾。(質量%)

C	Si	Mn	P	S	Al	N
0.04	0.01	0.25	0.015	0.014	0.006	0.0022

図 8 連続鋳造向低 Al-低 N 鋼板の張出し特性⁽¹¹⁾。

連続鋳造時代の波に乗って従来のリムド鋼、キャップド鋼は本鋼種に完全に置換され、本鋼種は今後も薄鋼板の中心的品種となり続けよう。

4. 自動車用高張力鋼板(HSS)の開発

1973 年の第 1 次石油ショックによってそれまで如何に軟質の自動車用鋼板を作るかに腐心した鉄鋼業は、一転して高強度で加工性の良い鋼板の開発に直面する事となった。幸い我が国には 1972 年から連続焼鈍技術が工業化していた事、カー・メーカーとスチール・メーカーの共同研究組織があった事、などが HSS の実用化を推進する上で大きな要因となった事は既に述べた通りである。

共同研究成果の例として外板パネル、内板パネルの成形に必要な HSS の機械的性質を図 9 と図 10 に示した⁽¹²⁾。外板の成形には r 値と降伏比 YR が支配的であり、対象部品に応じて必要な r 値、YR は図 9 の 4 つの領域に分類される事が分かった。4 つの領域を区分する r 値と YR の臨界値はそれぞれ 1.5 と 0.6 である。近年開発された各種冷延 HSS の特性を 4 つの領域に記入してある。同様に内板の成形には r 値と伸び El が支配的である事が見出され、使用部品の成形度に応じて外板と同じく 4 つの領域に区分される⁽¹²⁾。この状況が図 10 に

図 9 外板パネルの成形性支配因子と開発 HSS の特性。

図 10 内板パネルの成形性支配因子と開発 HSS の特性.

示され、最近開発された冷延 HSS の特性が合せて記入してある。4つの領域を区分する F と $E1$ の臨界値はそれぞれ 1.4 と 33% である。メンバー類については省略する。

HSS の開発に当たり、まず鋼の強化機構が製品の強度-延性バランスに与える影響について検討された。その結果の一例を図 11⁽¹²⁾ に示す。なお、断らない限り強度は抗張力で表示する。加工硬化は強化機構として利用するには最も安価であるが、それによる強度-延性バランスは最も悪く少し成形する部品であれば殆ど使用に耐えない。析出強化では強度 490 MPa (50 kgf/mm²) 以上の鋼板を比較的容易に作る事が出来るが強度-延性バランスは余り良くない。細粒強化鋼の延性は優れているが強化能力としては約 392 MPa (40 kgf/mm²) が上限である。Si, Mn, P 等による置換型固溶体強化における強度-延性バランスは仲々良いがこの場合の強度上限も約 490 MPa である。Dual Phase 鋼は 490 MPa 以上の強度と優れた伸びを併せ持つ点優れているが F 値が低いという弱点が

図 11 各種強化機構と強度-延性バランス (冷延鋼板)⁽¹²⁾.

ある。ここではこれまでに開発された HSS のうち、現在中心的製品となっている P-Al 鋼と金属組織的に注目された Dual Phase 鋼について開発の経緯等を以下簡単に説明する。

(1) P-Al 鋼板

日本車はモノコック・ボデーであるから外板、内板の軽量化効果が大きいため、まずこれらの HSS 化が進行した。アメリカの場合はこれと対照的にサスペンション、レインフォースメントなど、構造部材、補強部材の HSS 化から出発している。図 12 に示す様に置換型固溶元素の中で P は最も鉄に対する強化能力が高く⁽¹³⁾、また、安価であり F 値も比較的損わないというメリットがあるため外板、内板用 HSS には現在 P 添加鋼が主流となっている。P は Al キルド鋼ベースに添加されるので P-Al 鋼と略記する。

図 12 置換型固溶元素の鉄における強化能⁽¹³⁾.

HSS という材料が初めて国際的に討論されたのは 1973 年 10 月、Chicago の McHomick Place on the Lake で開催された AIME の Materials Engineering Congress であったと思う。ここで筆者は P-Al 鋼や Ti 添加鋼など連続焼鈍による各種 HSS に関する発表を初めて行った⁽¹⁴⁾。

P-Al 鋼は深絞り用 Al キルド鋼の製造法に準じて箱焼鈍でも連続焼鈍でも製造出来るが、連続焼鈍の場合 C を 0.015% 程度に低減して焼鈍後の固溶 C 量をある程度増加させ焼付硬化性 (BH 性) を大きくした Modified P-Al 鋼は優れた特性を有している⁽¹⁵⁾。固溶 C 量が多いという事は歪時効の危険性もあるという事になるが、303 K-2.63 Ms (30°C-1 カ月) の常温時効では降伏点伸びの劣化がなく 443 K-1.2 ks (170°C-20 min) の塗料焼付処理で

表 4 B 添加 Dual Phase 鋼の成分と機械的性質⁽¹²⁾.

化 学 成 分 (質量%)								機 械 的 性 質				
C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	YR	BH (MPa)
0.055	0.06	1.47	0.017	0.004	0.023	0.0036	0.0040	234.4	466.8	38	0.50	124.5

は析出硬化を示すC量の領域が存在する事が指摘されている⁽¹⁶⁾。歪時効と焼付硬化性の関係は金属学的にも興味ある問題であろう。

(2) Dual Phase 鋼板

Dual Phase 鋼板は一般にフェライトとマルテンサイトの2相組織から構成されている。オーステナイトとフェライトの共存域に保定されている間に高純化されたフェライトと、その後の急冷による硬いマルテンサイトの形成によって優れた強度-延性バランスと低降伏点化が得られ、またBH性も高い。こうしてDual Phase 鋼は当初HSSの切札として世界的な注目を集めた。

Dual Phase 鋼という認識が最初に学会で発表されたのは1975年Washington DCにおけるMicro Alloying 75に提出された速水、古川らの論文⁽¹⁷⁾ではないかと思う。同年に住友金属の松岡ら⁽¹⁸⁾が高Mn鋼のBAF材について降伏点が非常に下る事実を報告しているが、これもDual Phase 鋼の特性を探知したものである。その翌年1976年2月のSAEではGMのRashid⁽¹⁹⁾が熱延板VAN-80を熱処理した結果を発表しているが未だDual Phase 鋼という認識からの解析は行われていない。しかし翌1977年10月にChicagoで行われたAIMEのFall MeetingではRashid⁽²⁰⁾がDual Phase としての発表を行い、Climax-Mo社のColdrenら⁽²¹⁾が高合金鋼(0.05~0.07%C-1.2~1.4%Mn-0.9%Si-0.4%Mo-0.6%Cr)を通常条件で熱延しDual Phase 組織という認識を示している。事実この大会のProceedingsは“Formable HSLA and Dual Phase Steels”という標題で1979年に刊行されている。従ってDual Phase 鋼という認識が普及したのは1977年位であったと思われるが、この間の事情について間違っていればご叱正を頂きたい。

何れにしてもDual Phase 鋼は鋼板をAc₁とAc₃の間の温度域に加熱保定した後Ms点以下まで冷却する訳であるが、良好なDual Phase 組織を得るためには化学成分と適当な冷却速度の組合せが必要である⁽²²⁾。冷却速度を速くすれば化学成分を低減出来るがフェライト中の固溶C量の増加によって延性が低下し、これを救済するため過時効処理を行えば降伏比が上昇する。逆に合金成分を増加して比較的徐冷をすれば延性も降伏比も優れたDual Phase 鋼板が得られるが合金コストが割高になる。表4にはBを添加して焼入性を高め合金量を低減

しながらガスジェット冷却によりDual Phase 鋼を製造した例を示す。熱延Dual Phase 鋼の製造はAs Roll型と熱処理型があり、前者は更に高合金通常圧延型と低合金特殊圧延型に分かれるが詳細は別の解説⁽¹²⁾を参照されたい。

Dual Phase 鋼は当初オールマイティな材料であるのかに期待されたけれども現実には余り使用されていない。この理由を一言でいえばコストと特性のバランスが多量使用に踏み切らせるところまで未だ行っていないという事である。特性の中にはマルテンサイトの存在によって $\bar{r}$ 値が低いという本質的な問題も含まれる。熱延Dual Phase 鋼の場合、コイル内の特性変動が大きいという事が当初米国では重視されていたけれども、少なくとも日本の場合には新鋭ミルと製造技術の進歩によってそれは無いといってよい。

5. 結 言

自動車用鋼板の経過を簡単にまとめたが紙面の都合でかなり割愛した。しかしこの様な短文でもまとめてみて社会環境とそれに対応する技術進歩のテンポの早さに改めて驚かされた。そして今後も繰り返されるであろう種々の変化に対応してゆくためには日頃から技術ポテンシャルを貯えておく事が最も大切である、という最も平凡な事を痛感した次第である。

文 献

- (1) R.S.Burns and R.H.Heyer: Blast Furn. Steel Plant, Sept. (1962), 861.
- (2) S.Teshima and M.Shimizu: AIME Soc. Conf., 26 (1965), 279. New York and London, Interscience.
- (3) 中里嘉夫, 伊藤 庸, 佐々木 徹, 野原清彦: 川崎製鉄技報, 1-2 (1969), 169.
- (4) 吉田清太: 塑性と加工, 5 (1964), 56.
- (5) 吉田清太, 津山義人, 昌谷陽二, 阿部邦夫: 理化学研究所報告, 41 (1965), 16.
- (6) 八幡製鉄株式会社: 薄鋼板成形技術研究会資料, (昭41-4), 80.
- (7) N.Fukuda and M.Shimizu: Australian Inst. Met., 11 [3] (1966), 198.
- (8) K.F.Behrens and R.Hammer: J. Metals, Sept. (1967), 60.
- (9) 福田宣雄, 清水峯男: 塑性と加工, 13 (1972), 841.
- (10) 河野拓夫, 長沢元夫, 棒原 治, 細野和典, 江坂一彬, 石飛精助: 鉄と鋼, 67 (1981), 1241.

- (11) 酒匂雅隆, 須田豊治, 荒木健治: 鉄と鋼, **68**(1982), S1425.
- (12) 武智 弘: 鉄と鋼, **68**(1982), 1244.
- (13) 武智 弘: 塑性と加工, **21**(1980), 109.
- (14) K.Toda, H.Gondoh, H.Takechi and H.Masui: Met. Trans., **7A**(1976), 1629.
- (15) 武智 弘, 加藤 弘, 小山一夫, 川崎宏一, 豊田洋民: 鉄と鋼, **67**(1981), S461.
- (16) 岡本篤樹, 高橋政司, 日高貴夫: 鉄と鋼, **66**(1980), A 209.
- (17) S.Hayami and T.Furukawa: *Proceedings of Micro Alloying 75 2A*, Washington DC, (1975), 78.
- (18) T.Matsuoka and K.Yamamori: Met. Trans., **6A**(1975), 1613.
- (19) M.S.Rashid: SAE Paper 760206, (1976).
- (20) M.S.Rashid: Conf. Proc. TMS-AIME (1977 Fall Meet.), 1.
- (21) A.P.Coldren, G.Tither, A.Cornford and J.R.Hiam: Conf. Proc. TMS-AIME (1977 Fall Meet.), 205.
- (22) 武智 弘: 塑性と加工, **21**(1980), 872.

＜新刊案内＞

図解 ファインセラミックスの結晶化学 ——無機固体化合物の構造と性質——

F.S. ガラッソー 著
加藤誠軌, 植松敬三 訳

本書は、金属、金属間化合物および種々のセラミック化合物などの無機質固体の結晶構造を系統的に記述し、それらの結晶構造に由来する諸特性を解説したものである。著者の意図するところは、すべての物質の結晶構造を網羅することではない、むしろ現在とくに関心を集めている化合物の結晶構造を特性と関係づけて系統化することである。たとえば、強磁性をもつ Cu_2AlMn 構造やスピネル、マグネトプランバイトおよびガーネット構造、レーザー用材料としての性質をもつホタル石構造とシーライト構造、強誘電性をもつペロブスカイト構造、超電導性をもつ β -タングステン構造、半導性をもつセン亜鉛鉱構造などが、その特性を生ずる結晶学的理由をあげて詳しく解説されている。第1章では結晶学の基本および熱的、電気的、磁氣的、誘電的、光学的、機械的などの種々の特性についての基本的事項が簡単にまとめられている。第2章は周期律上の元素の結晶構造の要点が述べられている。第3章から第11章では、結晶構造をタイプごとに分けて解説している。CsCl 型、NaCl 型、ZnS 型、

NiAs 型、ペロブスカイト、スピネル、コランダム、 β -タングステン型、グラファイトおよびそれらと関連した結晶構造についてそれぞれ代表的化合物をあげ、その空間群、対称、原子座標、格子定数データなどを示し、いくつかの重要な性質については物性定数を表示して詳しく解説している。最終章では同種の化合物毎に結晶構造のタイプを総括している。全体を通して結晶模型の透視図を多数使用して複雑な結晶構造の原子配列や充填の特徴および関連する結晶構造が良くわかるように工夫されている。また、同じ結晶構造をもつ化合物がしばしば同じ性質を示すことが強調されており、本書を通読すれば重要な性質をもつ化合物の結晶構造のイメージを容易に思い浮かべることができる。なお、原著ではとり上げられていない人工化合物の Si_3N_4 については最後に1章が補われており、訳者みずから考案した結晶模型作製機(球体穿孔機)を用いて作製した結晶模型による解説がなされている。(H.S.)

[A5判 344頁 1984年 4,500円 (株)アグネ技術センター]