

討22 冷延高張力鋼板の成形性を支配する冶金学的要因

川崎製鉄 技術研究所

○入江敏夫, 橋口耕一, 佐藤 進

小西元幸, 高橋 功, 橋本 修

1. 緒言

高張力鋼板を自動車車体に適用する際、障害となる最も大きな因子はプレス成形性であり、成形性のすぐれた高張力鋼板として固溶強化鋼、燐添加鋼および混合組織鋼板が開発されその使用量が増大しつつある。さらにこれらの鋼板を用いても成形できない部品に対して超深絞り用高張力鋼板が最近開発された。本報は 40 kg/mm^2 級の各種高張力冷延鋼板の加工性を支配する主な要因すなわち延性、 r 値および降伏比について検討を加えたものである。

2. 固溶強化鋼

合金元素の添加による固溶強化作用を利用する場合だけでなく、変態による強化作用を利用する場合においても鋼の引張強さ (TS) の増加を図る際には何らかの合金元素が添加されるが、それに伴って延性 (El) および降伏強度 (YS) が変化する。図1は合金成分として一般的に用いられる C, Si, Mn, P および Cr を添加した鋼を 0.8 mm に冷延後 670°C 10 時間の箱焼鈍を施した場合の TS, YS および El の変化を重回帰分析より求めたものである。図1によれば TS の増加に対し El の低下が最も小さいのは Si であり、P, Mn, C がそれに続く。一方 Cr は固溶強化能力が非常に弱い。これらの元素については YS と El の関係も同じ傾向を示しており、また TS の増加に伴ない YS も増加するが、YS の TS に対する比率はほぼ一定の値をとることがわかる。これらの中で C は最も安価な強化元素であるが、C が 0.10% 以上の場合にはスポット溶接後の延性比 (十字引張荷重/剪断引張荷重) が 50% 以下しか得られない。¹⁾ これは点溶接後の冷却速度が早いためにマルテンサイトが生成し、その硬度が C 含有量に依存するためと考えられる。

結局、El の劣化の観点から固溶強化元素として Si, P および Mn が好ましく、C は 0.1% 以下に抑えるべきであるといえる。

3. 変態強化鋼

固溶強化鋼の降伏比 YR (YS/TS) は通常 $60\sim 70\%$ であるが、Mn と Cr を含有する鋼板を連続焼鈍後急冷すると 50% 程度の低降伏比を示ししかも焼鈍のままの状態以降伏伸び (YEl) が発生せず、歪時効により YS が大幅に増加することが見出された。²⁾ この鋼板は A_1 点以上での焼鈍時に存在するオーステナイトが急冷によりマルテンサイトに変態してフェライト地に分散した dual phase 組織を有している。

$0.05\% \text{ C} - 0.6\sim 1.7\% \text{ Mn}$ 鋼および $0.05\% \text{ C} - 1.2\% \text{ Mn}$ 鋼に 0.5% 以下の Cr または Mo を添加した鋼を冷延後 770°C 1 分間加熱し $5\sim 2000^\circ\text{C/sec}$ で冷却した場合の dual phase 鋼が得られる臨界冷却速度 (CR) を図2³⁾に示す。合金成分が低い場合には CR は大きくする必要があり、例えば $1.7\% \text{ Mn}$ 鋼に比べると $0.6\% \text{ Mn}$ 鋼は約 100 倍の冷却速度が必要になる。合金元素の種類によっても CR は変化し、Mn に比べると Cr は 1.3 倍、Mo は 2.7 倍の添加効果を持つことがわかる。つまり添加量が同じであれば Mo の CR は最も小さくてよい。

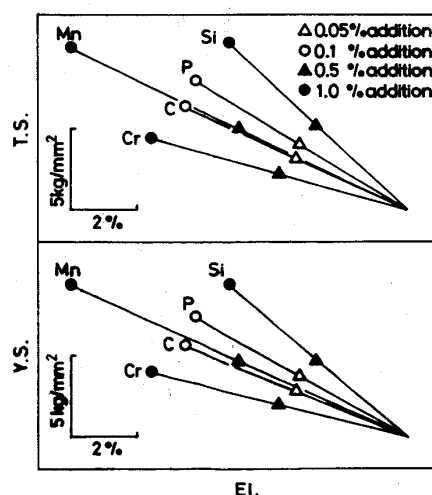


図1 冷延鋼板の引張特性におよぼす合金元素の影響
(670°C 10 時間箱焼鈍材, 0.8 mm 厚)

次に YR が 50% および YS が 22 および 25 kg/mm² を示す合金成分と冷却速度の関係を図 3 に示した。Mn, Cr, Mo 添加鋼の等降伏比線および等降伏強度線はいずれも下に凸、すなわち添加量が極小となる最適冷却速度を持つことおよび低 YS を得るには合金元素を高くしなければならないことがわかる。最適冷却速度は Mo が最も遅くついで Cr, Mn の順であるが、Cr は広範囲の冷却速度で低降伏強度が得られるのに対し、Mn は範囲が狭くしかも添加量を極小にするためには 50~100°C/sec という高速冷却が必要となる。

dual phase 鋼とフェライト・パーライトから成る固溶強化鋼 (F+P 鋼) の延性を前述の実験に用いた試片を as annealed の状態で比較した結果を図 4 に示す。DP 鋼は YS が F+P 鋼に比べて明らかに低く、TS に対する El はやや大きい。しかも F+P 鋼は Y₂ El を消すために焼鈍後にスキンプス圧延が不可欠であるのに対して DP 鋼はその必要がない。例えば表面粗度調整および形状矯正のためにスキンプス圧延を行なった場合の引張特性の変化を調べた結果を図 5 に示す。圧下率とともに TS はほとんど変化しないが、YS, El および加工硬化係数 (n 値) は劣化し、通常行なわれる 0.8% の圧下率では YS は約 4 kg/mm² 上昇し、El および n₅₋₁₅ はそれぞれ約 3% および約 0.5 低下する。

固溶強化鋼も焼鈍後のスキンプス圧延により El が低下することを考慮に入ると DP 鋼の強度に対する El がさらに大きいことになる。つまり DP 鋼の特徴である低降伏比、高延性および低歪域における高加工硬化性は焼鈍後に冷間加工を加えないことによって達成できる。

Cr 添加 dual phase 鋼の歪時効性を Al キルド鋼 (SPCE) とともに図 6 に示す。5% の予歪後 170°C、20 分の時効により、SPCE の YS は 18 kg/mm² から 27 kg/mm² へ

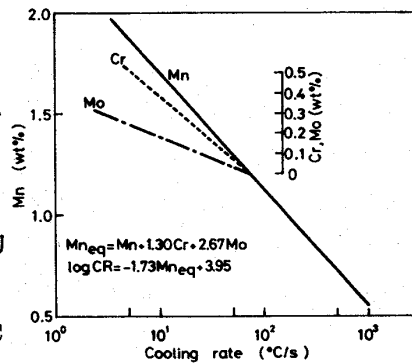


図 2 臨界冷却速度 (CR) と合金元素量の関係

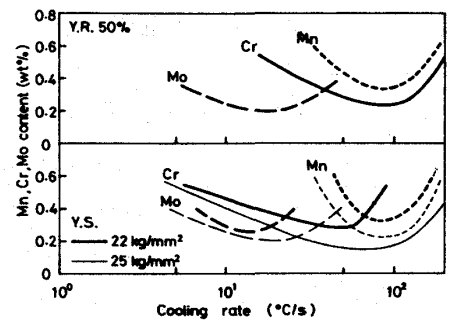


図 3 等 Y.R. 曲線と等 Y.S. 曲線におよぼす合金元素量と冷却速度の影響 (基本組成: 0.05%C-12%Mn)

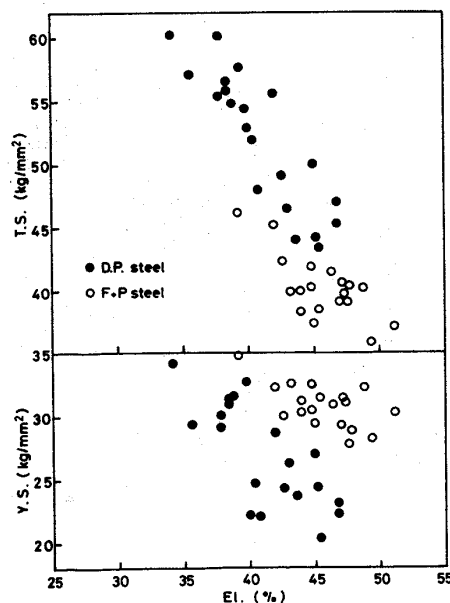


図 4 Dual phase 鋼とフェライト・パーライト鋼の引張特性 (770°C 連続焼鈍材)

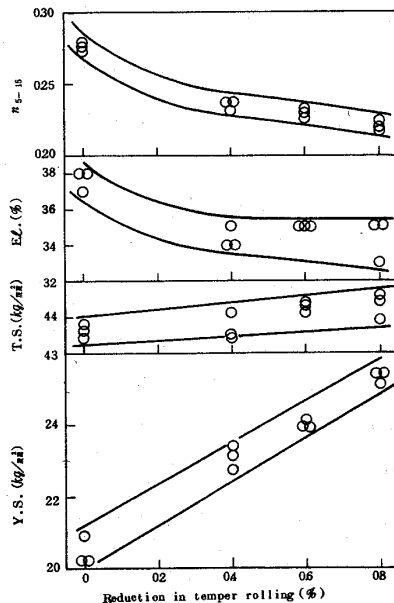


図 5 Dual phase 鋼のスキンプス圧延率による引張特性の変化

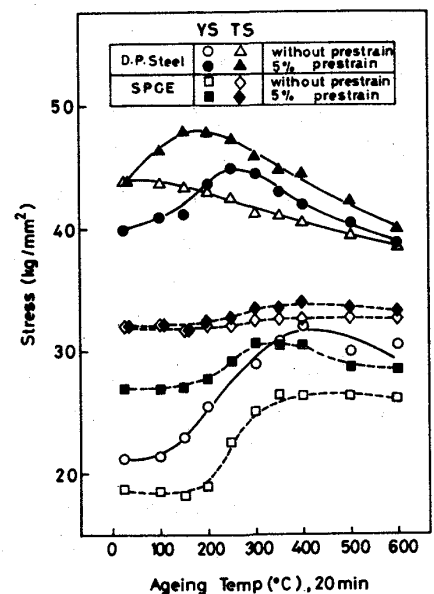


図 6 Dual phase 鋼の時効硬化の温度依存性

約 9 kg/mm^2 増加するのに対し、DP 鋼は 21 kg/mm^2 から 42 kg/mm^2 へ約 21 kg/mm^2 も増加し、板厚を薄くした場合の耐デント性の減少を補償できることを示している。もし 250°C 程度の高温焼付型塗料が開発されればさらに約 3 kg/mm^2 の YS 向上が可能になる。また DP 鋼は歪時効により TS が約 10% 向上するのも有利な特徴である。

DP 鋼のこれらの特徴は急冷により生成したマルテンサイトが多量の固溶 C を含有していること、変態による体積膨張を緩和するためにフェライト-マルテンサイト界面に残留応力および多数の可動転位が存在すること、冷却中にフェライト中の C がオーステナイトに拡散し、フェライト地が純化し軟化すること、焼鈍後に塑性歪を与えられなかったことに帰せられると考えられる。

4. 高 r 値鋼

YS および $E\ell$ のほかに鋼板の成形性、とくに深絞り性が要求される部位には塑性歪比 (r 値) が高いことが必要であり、前述の固溶強化鋼および DP 鋼の r 値は $0.9 \sim 1.1$ と低く深絞り部位には適さない。高 r 値高張力鋼は r 値の高い軟鋼に特定の合金元素を選んで固溶強化したものである。

4. 1 Rephosphorized 鋼 (燐添加鋼)

P は鋼板の集合組織を改善する作用を有することが古くから知られており、しかも図 1 にも示したように Si について強度の増加に伴う $E\ell$ の低下が小さいことを利用して Al キルド鋼に P を添加した高 r 値鋼 ($r=1.5 \sim 1.8$) が rephosphorized 鋼である。しかし P の添加量が高くなると鋼板に脆化をもたらし、ことおよび点溶接強度を低下させるので実用鋼においては 0.1% 前後に添加量が抑えられ、高強度を確保する場合には Mn が補充的に添加されている。延性の点からは Si が好ましいにもかかわらず Mn が選ばれる理由は Si は酸化性が強く箱焼鈍中にテンパーカラーを発生しやすいからである。

4. 2 超深絞り鋼

自動車部品の中には $E\ell 50\%$ 以上の脱炭、脱窒鋼や r 値 2.0 以上の Ti キルド鋼を用いなければ成形できないクォーターパネルやガソリントank などがあり、これらをも高張力化するには前述の燐添加鋼よりさらに高深絞り性鋼が必要である。鋼中の C, N を完全に固定するのに十分な量の Ti を添加した鋼 (いわゆる Ti キルド鋼) に Mn, Mn+Si および P を添加すると P は r 値を大きく劣化させ ($r=1.5 \sim 1.6$)、Mn または Mn+Si の場合でも燐添加鋼と同程度の r 値 (1.8) しか得られない。⁴⁾ これに対して、C に対し当量程度の Nb を含有する極低炭素 Al キルド鋼を P 等で強化することにより、超深絞り用高張力鋼板が開発されたので以下説明する。

高 r 値を得るための炭窒化物形成元素として Ti 以外に Nb がよく知られているが、

C, N を固定するのに十分な量の Nb ($\text{free Nb} \geq 0.025\%$) を添加すれば高 r 値は得られるものの延性に劣るものしか得られていない。⁵⁾ ところが熱延条件によつてはこれよりも少ない Nb を添加した鋼で高 r 値を有しかつ延性にも優れたものが得られることが見出された。すなわち表 1 に示すように $0.005\% \text{C}-0.04\% \text{Nb}-0.03\% \text{Al}$ 組成の小型鋼塊を熱延する際、圧下率の高い方が r 値、 $E\ell$ に優れている。この結果に

表 1 $0.005\% \text{C}-0.04\% \text{Nb}-0.03\% \text{Al}$ 鋼の引張特性におよぼす熱延条件の影響

	パス数	熱 延 条 件		冷 延 焼 鈍 板 の 引 張 特 性 *				
		全圧下率 (%)	仕上温度 ($^\circ\text{C}$)	YS (kg/mm^2)	TS (kg/mm^2)	$E\ell$ (%)	r	AI (kg/mm^2)
A	2	60	950	22	34	45	1.6	0
B	3	87	945	20	33	48	1.9	0

* 3.8 mm 熱延板を 0.8 mm に冷延, $830^\circ\text{C} \cdot 40 \text{ s}$ の焼鈍および 0.8% スキンパス

に基づき Nb/C 値の異なるスラブをタンデム圧延機で熱延したときの特性を図 7 に示す。 r 値は Nb/C 値の増加と

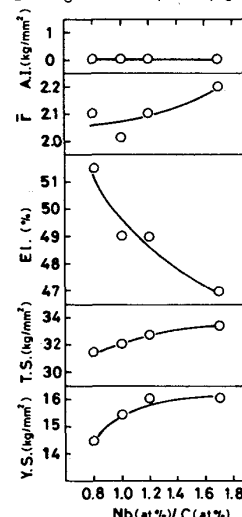


図 7 Nb 添加 $0.004\% \text{C}-0.04\% \text{Al}$ 鋼の特性におよぼす Nb/C 値の影響

(熱延仕上率 92% , CT 680°C , 冷延率 75% , $830^\circ\text{C}-40 \text{ s}$ 焼鈍, 板厚 0.7 mm , スキンパス 0.7%)

ともに高くなるが、 $Nb/C = 1$ 値において 2.0 以上の $\bar{r}$ 値が得られている。これに対して El は、 Nb/C 値の低下とともに増加し $Nb/C = 1$ において 49% と高い値を示している。この鋼をベースに固溶強化元素として Mn, Si, P を添加した小型鋼塊を熱延、冷延、連続焼鈍したときの特性を図 8 に示す。 $\bar{r}$ 値および El に関しては Mn 添加鋼での劣化がもっとも大きく、次いで Si は僅かに低下する。P はそれらの劣化がほんの僅かであり、Ti キルド鋼とまったく逆の傾向を示している。以上の結果に基づき P および Si で強化した極低 C-Nb-Al 鋼を実際に工場で出鋼し連続焼鈍することにより、 $\bar{r} = 2.1$, $El = 39\%$ の超深絞り用 $40kg/mm^2$ 級高張力鋼板が製造できた(表 2 参照)。

P を含 Nb 鋼に添加して深絞り性の優れた鋼板が得られた理由として Ti キルド鋼では固溶 C, N を固定するに十分な Ti を含むのに対し本鋼板は $Nb/C \cong 1$ であり固溶 C 量の差が考えられる。図 9 は P 含有量の異なる鋼板を焼鈍雰囲気調整して C 含有量を 0~24 ppm の範囲で変化させた試料の冷延再結晶後の {111} 極密度を示す。P の低い試料では {111} 極密度は C 含有量の増加とともに急激に低下するのに対し、P の高い試料では C 含有量が増加してもあまり低下しない。この結果から含 Nb 鋼 ($Nb/C \cong 1$) に P を添加しても $\bar{r}$ 値が低下しないのは適量の固溶 C が残存していることも一因と考えられる。一方固溶 C の残存は P 添加による粒界脆化に対しても有利である⁶⁾。

5. $40kg/mm^2$ 級高張力鋼板の成分と機械的性質

以上述べた 4 鋼種について $TS 40kg/mm^2$ 級の組成と機械的性質を表 2 に、歪量と n 値の関係を図 10 に示す。超深絞り鋼が軟鋼でもまれな 2.0 を超す高 $\bar{r}$ 値と 39% という高延性を有している点でとくに注目される。一方混合組織鋼は YS が低く焼付硬化性が大きく、また低歪域における加工硬化性が大きいので形状凍結性と耐デント性が要求される浅絞り部品に適している。燐添加鋼は $\bar{r}$ 値が高く一般の絞り用部品に、固溶強化鋼は YS が高いので加工度の低い補強材等に適した材料と考えられる。

参考文献 1) 大橋ら：川鉄技報，7 (1975)，419

2) 橋口ら：鉄と鋼，60 (1974)，S488

3) 橋口ら：鉄と鋼，65 (1979)，S312

4) 松藤ら：鉄と鋼，65 (1979)，S838

5) R.E.Hook et al.: Met. Trans., 3 (1972), 2171, Met.

Trans., 6A (1975), 1683

6) 小西ら：鉄と鋼，63 (1977)，S874

表 2 $40kg/mm^2$ 級冷延高張力鋼板の成分および機械的特性

鋼 種	化 学 成 分 (%)						機 械 的 特 性 YS, TS : kg/mm^2 , El : %				
	C	Si	Mn	P	Al	そ の 他	YS	TS	El	$\bar{r}$	YE l
固溶強化鋼	0.087	0.35	0.77	0.016	0.044		26.4	43.3	34.4	1.10	0
混合組織鋼	0.030	0.03	1.25	0.016	0.046	Cr 0.55	19.5	43.2	38.7	1.04	0
燐添加鋼	0.038	0.03	0.76	0.084	0.056		24.8	41.2	37.7	1.73	0
超深絞り鋼	0.005	0.25	0.15	0.070	0.040	Nb 0.04	23.7	41.0	39.3	2.15	0

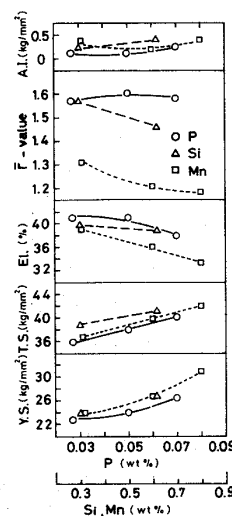


図 8 0.005% C-0.04% Nb-0.03% Al 鋼の特性におよぼす P, Si, Mn 量の影響
(熱延率 62%, 冷延率 79%, 830°-40s 焼鈍, 板厚 0.8 mm, スキンパス 0.8%)

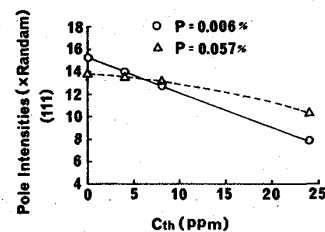


図 9 P 含有量の異なる冷延鋼板の再結晶後の {111} 極密度と冷延前固溶 C 量の関係

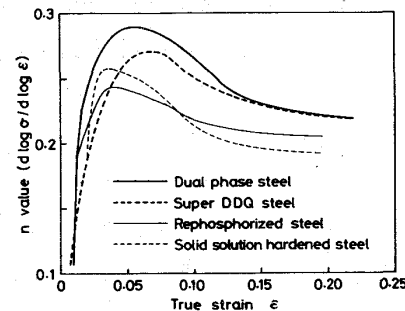


図 10 T.S. $40kg/mm^2$ 級の各種高張力鋼板の n 値の歪依存性