
プレス加工用 T S 440MP a 級冷延鋼板の開発

Development of TS 440 MPa Grade Cold Rolled Sheet Steels with Excellent Formability

瀬戸 一洋(Kazuhiro Seto) 奥田 金晴(Kaneharu Okuda) 坂田 敬(Kei Sakata)

要旨：

自動車内・外板用に適用しうる優れた成形性を有する T S 440MP a 級高強度冷延鋼板の開発を目的として、極低酸素 I F 鋼の機械的特性に及ぼす M n 添加の影響を検討した。0.002% C - 0.5% S i - 0.1% P 鋼をベースにすると 1.2% 以上の M n 量で 440MP a を上回る引張強度が得られる。M n 量が 1.5% のとき、A r (3) 変態点が約 800℃ となり、熱延後の組織が細粒化するため、冷延・焼鈍後に優れた全伸び (E I) および γ 値が得られる。すなわち、良好な加工性を得るためにはフェライト安定化元素 (P, S i) とオーステナイト安定化元素 (M n) をバランスさせて変態点を制御することが重要である。上記の結果をもとに実機製造した鋼板は 1.9 以上の高 γ 値が得られ、他の特生も自動車用として優れたものであった。

Synopsis：

Effect of Mn content on mechanical properties in interstitial atom free steel has been investigated to develop deep-drawable 440 MPa TS grade high strength cold-rolled sheet steels applicable to automotive panels. The 440 MPa grade in tensile strength can be attained by Mn addition of more than 1.2% in the 0.002%C-0.5%Si-0.1%P steel. Large total elongation and high γ -value are obtained by 1.5% Mn addition because the Ar3 transformation temperature is controlled at about 800°C and the micro-structure of steel is refined after hot rolling. Thus, for obtaining excellent formability, it is especially important to optimize the austenite-ferrite transformation temperature by adjusting the addition of both the ferrite (Si, P)- and the austenite (Mn)-stabilizing elements in the proper range. As a result, 440 MPa TS grade steel with a high γ -value of 1.9 can be developed, leading to successful application to automotive parts which require both higher strength and excellent formability.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

Development of TS 440 MPa Grade Cold Rolled Sheet Steels with Excellent Formability



瀬戸 一洋

Kazuhiro Seto

技術研究所 薄板研究
部薄板研究室 主任研
究員(掛長)



奥田 金晴

Kaneharu Okuda

技術研究所 薄板研究
部薄板研究室



坂田 敬

Kei Sakata

技術研究所 薄板研究
部薄板研究室 主任研
究員(課長)

要旨

自動車内・外板用に適用しうる優れた成形性を有する TS 440 MPa 級高強度冷延鋼板の開発を目的として、極低炭素 IF 鋼の機械的特性に及ぼす Mn 添加の影響を検討した。0.002%C-0.5%Si-0.1%P 鋼をベースにすると 1.2%以上の Mn 量で 440 MPa を上回る引張強度が得られる。Mn 量が 1.5%のとき、 A_{r3} 変態点が約 800°C となり、熱延後の組織が細粒化するため、冷延・焼鈍後に優れた全伸び(EI)および r 値が得られる。すなわち、良好な加工性を得るためにはフェライト安定化元素(P, Si)とオーステナイト安定化元素(Mn)をバランスさせて変態点を制御することが重要である。上記の結果をもとに実機製造した鋼板は 1.9 以上の高 r 値が得られ、他の特性も自動車用として優れたものであった。

Synopsis:

Effect of Mn content on mechanical properties in interstitial atom free steel has been investigated to develop deep-drawable 440 MPa TS grade high strength cold-rolled sheet steels applicable to automotive panels. The 440 MPa grade in tensile strength can be attained by Mn addition of more than 1.2% in the 0.002%C-0.5%Si-0.1%P steel. Large total elongation and high r -value are obtained by 1.5% Mn addition because the A_{r3} transformation temperature is controlled at about 800°C and the micro-structure of steel is refined after hot rolling. Thus, for obtaining excellent formability, it is especially important to optimize the austenite-ferrite transformation temperature by adjusting the addition of both the ferrite(Si, P)- and the austenite(Mn)-stabilizing elements in the proper range. As a result, 440 MPa TS grade steel with a high r -value of 1.9 can be developed, leading to successful application to automotive parts which require both higher strength and excellent formability.

1 緒 言

地球温暖化の原因とされる CO₂の抑制対策として、燃費改善を目的とした自動車車体の軽量化が進められている。車体軽量化の最も効果的な方法は鋼板を高強度化して板厚低減を図ることであり、高強度鋼板の使用比率は着実に増加しつつある。

一方、高強度化とそれによる板厚低減でプレス加工時の成形性劣化と車体組立後の剛性劣化が新たな問題として発生する。一般に高強度化に伴って成形性(特に r 値)は劣化するが、引張強度(TS) 370 MPa 級までは、C を 20 ppm 程度まで低減した上で Ti, Nb など炭化物形成元素を加えて固溶 C をほぼ完全に除去した極低炭素 IF (interstitial atom free) 鋼をベースに P を添加した固溶強化型の高成形性鋼板が開発され、すでに広く使用されている¹⁾。外板では、部材の特性上、張り剛性と耐デント性が支配的であるため大幅な板厚低減が期待できず、370 MPa 級程度の高強度鋼板が焼付塗装後に降伏強度が上昇する BH(焼付硬化 : bake hardening) 鋼板が使用される傾向にある。現在軽量化の重点は内板に移行しつつ

あるが、内板は部材曲げ剛性や耐衝突特性などの観点から形状の複雑化が進んでおり、より高強度で、かつ加工性(特に r 値が評価指標となる深絞り性)の優れた鋼板の開発が望まれていた。

そこで本研究では、370 MPa 級の高加工性冷延鋼板をベースに、その加工性を維持しつつ強度を 440 MPa まで高めた鋼板の開発を目的として、機械的性質に及ぼす固溶強化元素の影響を検討した。

2 新高強度冷延鋼板の成分設計の考え方

鋼の強化方法には析出強化、組織強化、固溶強化などがあり、それぞれ異なる特徴を有している。析出強化は Ti, Nb, V などの炭素化合物を地鉄中に微細に析出させ、転位の運動を阻止して強化する方法であり、析出状態を制御することによって同一成分の鋼から種々の強度を得ることができるものの、降伏強度が高く、また一般に延性も低い。また組織強化はマルテンサイト、ベイナイトなど硬質の低温変態相によって鋼を強化する方法であり、軟質なフェライト相と硬質なマルテンサイト相からなる複合組織 (dual phase : 略して DP) 鋼で代表される。DP 鋼は、降伏強度が低く良好な延性を示すが、結晶方位的に r 値に寄与しないマルテンサイトが存在するため、一般に r 値が低い。これに対して固溶強化は、C, N,

* 平成 7 年 8 月 8 日原稿受付

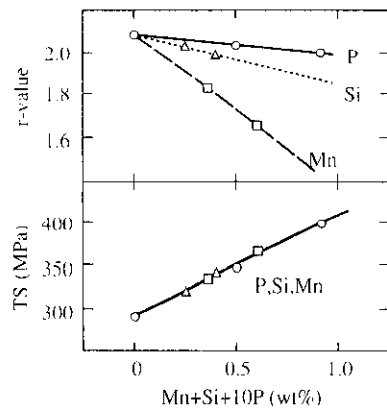


Fig. 1 Effect of P, Si, Mn content on r -value and tensile strength

P, Si, Mnなどの元素を固溶させ、鉄の結晶格子に歪みを与えることによって強化する方法であり、冷延軟鋼を高 r 値化すると同じ製造手法を踏襲できるため、比較的高 r 値を得やすい。しかも降伏強度上昇や延性劣化も小さいため、高加工性の高強度鋼板を得るためには有利な強化法といえる。開発の主眼は高 r 値を維持しつつ高強度化する点にあることから、実験のベースは極低炭素(IF)鋼とし、これを固溶強化する方法を採用した。

次に問題となるのは固溶元素の選択である。各元素の固溶強化能に関してはこれまでに詳細な検討がなされてきた²⁾。よく知られているように最も安価でかつ強化能の優れた元素はC, Nであるが、これらの元素を固溶状態で残存させると急激に r 値が低下するほか、時効による加工性の劣化や降伏強度の上昇、降伏伸びの発生なども問題となる。したがって加工性を重視する場合には固溶C, Nは極力低減するのが望ましい。実際、極低炭素(IF)鋼の固溶C, Nは無視できる量に抑制されている。C, Nに次いで強化能の高い安価な元素はP, Si, Mnである。Pはとりわけ強化能が高く、同一強度で比較した場合 r 値の低下が最も少ない (Fig. 1)³⁾。したがって固溶強化元素として第一に用いられるが、IF化されて粒界が不安定になった鋼にPを添加すると粒界破壊を生じやすくなる⁴⁾ほか、降伏強度の上昇も著しい⁵⁾ため、Pの添加量は0.1%程度が上限であると考えられる。また、Siも大きく r 値を劣化させずに高強度化可能な元素であるが、多量に添加すると鋼板表面に濃化して酸化被膜を形成する⁶⁾ため化成処理など表面処理の観点からは0.5%程度が添加の上限である。このようにP, Siをそれぞれ上限まで添加した場合の引張強度は単純に加算則が成立すると仮定して

も400 MPa程度であり、目標とする440 MPaを得るためにはさらにMnで強化する必要がある。Fig. 1はNb添加のIF鋼をベースとしているが、一方で、TiおよびTi-Nb複合添加のIF鋼にMnを添加した場合⁸⁾やTi添加のIF鋼にPとMnを複合添加した場合⁹⁾には、 r 値をそれほど劣化させずに強化できるとする報告もある。

そこで、本研究ではTi-Nbを複合添加した極低炭素IF鋼に0.1%のPと0.5%のSiとを添加した固溶強化鋼をベースとして、これにMnを添加した場合の機械的特性の変化に着目して検討した結果を中心に報告する。

3 機械的特性におよぼすMnの影響

3.1 実験方法

実験に用いた鋼の化学成分をTable 1に示す。基本組成はTi-Nbを添加したアルミキルド極低炭素鋼で、Cは約20 ppm程度である。TiはCをすべてTiCとして安定化するのに十分な量を添加している。

実験プロセスの模式図をFig. 2に示す。まず真空溶解された100 kgのインゴットを鍛造にて板厚25 mmとした後、1250℃に1 h加熱し、熱間圧延に供した。熱間圧延は圧延終了温度 (FT) を920℃一定の条件で、板厚4 mmまで3パスで圧延し、圧延後室温まで空冷した。引き続き板厚0.8 mmまで冷延し、さらにアルミナ流動式の加熱炉を用いて850℃-40 sの連続焼鈍タイプの熱処理

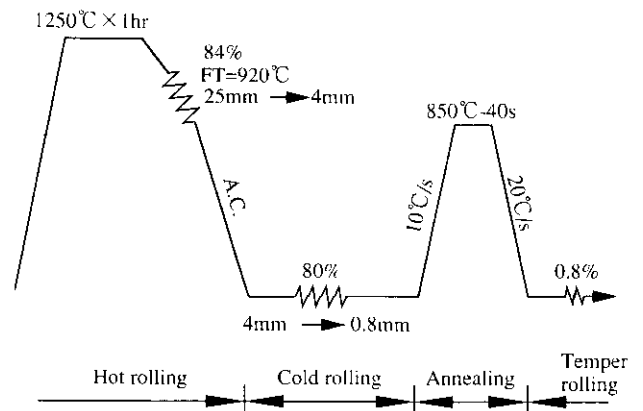


Fig. 2 Schematic diagram of experimental procedure

Table 1 Chemical composition of steels

Steel	C (ppm)	Mn (wt%)	Si (wt%)	P (wt%)	S (wt%)	Al (wt%)	N (ppm)	Ti (wt%)	Ti (at%) ^a		Nb (wt%)	B (ppm)
									C (at%)			
A	19	0.02	0.54	0.11	0.005	0.055	14	0.039	3.50		0.004	6
B	19	0.52	0.54	0.11	0.005	0.046	16	0.031	2.37		0.004	5
C	21	1.03	0.52	0.11	0.005	0.045	16	0.032	2.26		0.003	6
D	24	1.54	0.54	0.11	0.005	0.043	18	0.033	2.01		0.004	6
E	25	2.07	0.54	0.11	0.005	0.042	30	0.035	1.72		0.004	6
F	20	3.00	0.54	0.11	0.005	0.040	22	0.034	2.19		0.004	7

^aTi=Total Ti-(48/14)N-(48/32)S

を施した。また、再結晶温度を調査するため、上記の熱処理とは別に、種々の温度まで10℃/sで加熱したのち、ただちに20℃/sで冷却する熱サイクルも実施した。

機械的特性はJIS 5号試験片を用いた引張試験により求めた。特性値(YS, TS, El, r 値)は圧延方向に対して0°(L)、45°(D)および90°(T)の3方向について測定し、下記式で定義される平均値(M)および異方性(ΔM)を算出した。

$$M = (M_L + 2M_D + M_T)/4 \quad (1)$$

$$\Delta M = (M_L - 2M_D + M_T)/2 \quad (2)$$

時効指数(AI)は圧延方向に対して0°の方向より採取した試験片に7.5%の予歪を与えたのち100℃-30 min加熱し、加熱後の応力増分として評価した。また、板厚中央部で測定した反転極点図により焼鈍後の集合組織を評価した。熱延後および焼鈍後の組織観察は光学顕微鏡を用いて行った。

2次加工脆性は、絞り成形したカップの側面に種々の温度で0.8 m×50 Nの負荷を与える落重試験を行い、割れの発生しない最低温度を脆性遷移温度として評価した。カップは50 mmφのプランクから32 mmφのダイスと24.4 mmφのポンチを用いて絞り抜いたのち高さ21 mmに耳切りしたもの(最端部での絞り比1.8)を用いた。

3.2 実験結果と考察

Fig. 3に機械的特性におよぼすMn添加量の影響を示す。Mnが0.5%以上の領域では材料強度(YS, TS)はMn量に応じて単調に増加し、Mnが1.2%以上のとき目標のTS(440 MPa)を上回る。一方、Elと r 値はMn添加量が増えるにつれて単調に低下し、特にMnが1.5%以上のとき減少が著しい。AIはMn量にほとんど依存せず、10 MPa以下に留まっていることから、実験鋼の機械的特性におよぼす固溶Cの影響は無視できるものと考えられる。

Photo 1に熱延後の組織を示す。Mn添加量が1.5%以下のときにはポリゴナルフェライトが支配的であり、その粒径は0.5%Mnで最大となっている。一方、Mnが2.0%以上のとき組織はベイニティックフェライト主体に変化する。この現象はMn添加による変態挙動の変化に対応しているものと考えられる。Fig. 4および5はそれぞれ A_{r3} 変態点および連続冷却変態図におよぼすMn添加量の影響を示したものであるが、1.5%以上のMnを添加することによって A_{r3} 点が顕著に低下するとともにオーステナイトからフェライトへの変態が抑制されていることがわかる。すなわち、Mnの添加によって熱延終了後のフェライト変態が低温で生じるようになるためMn量が1.5%までは次第に細粒化するが、2.0%を超えるとフェライト変態できずに低温変態相を生じるものと考えられる。

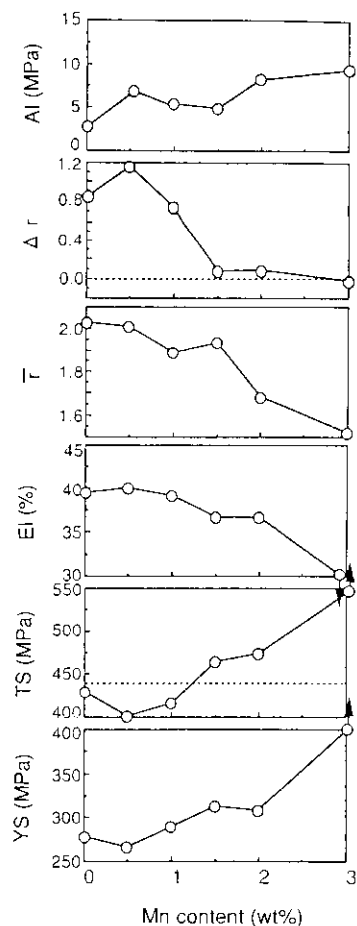


Fig. 3 Effect of Mn content on mechanical properties

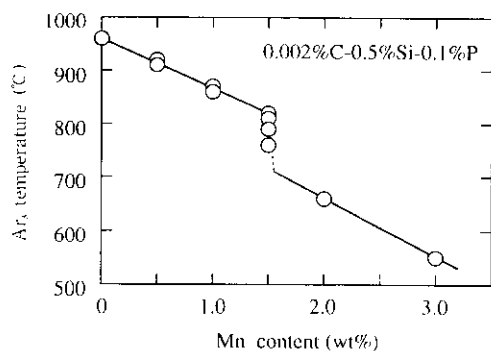


Fig. 4 Effect of Mn content on A_{r3} transformation temperature

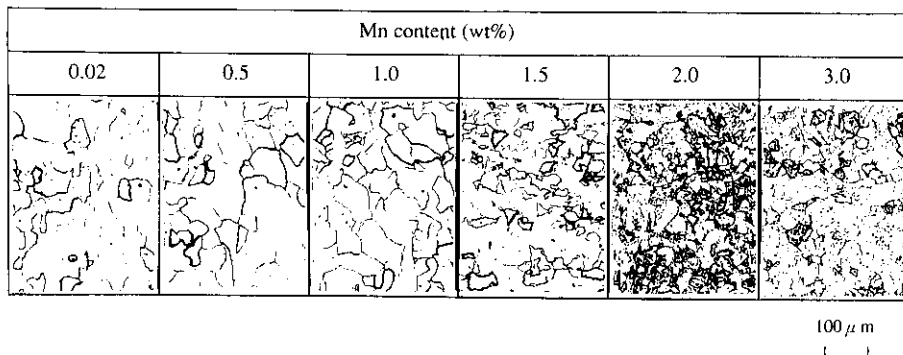


Photo 1 Optical microstructure of hot-bands

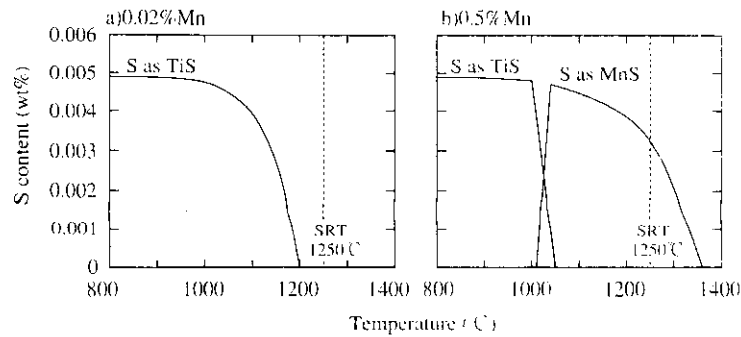


Fig. 6 Calculated S content of precipitates against temperature

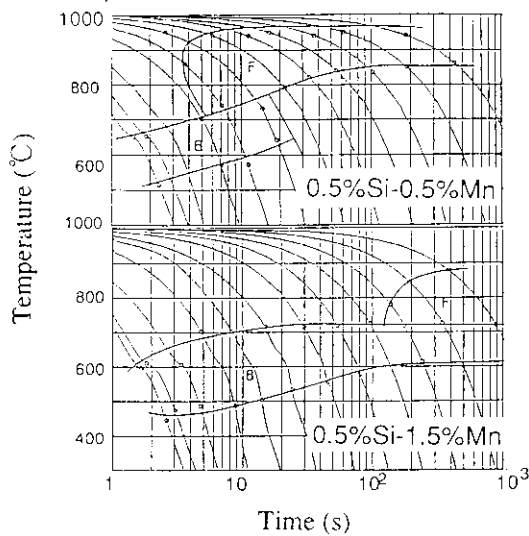


Fig. 5 CCT diagrams of steels B and D

Photo 2 に焼鈍後の組織を示す。Mn 添加量が 0.5% 以上のとき、Mn 量の増加にともなって粒径は小さくなる傾向が認められる。Mn が 3.0% のとき組織は部分的に擬ポリゴナルフェライトとなっているが、これは Mn の添加によって A_{r3} 点と同様に A_{c1} 点が低下し、850°C での焼鈍中に一部がオーステナイト化したものと考えられる。一方、Mn 添加量が 0.02% と少ない場合に粒径が細かくなっているが、この現象は熱延段階における硫化物の析出挙動から説明される。すなわち、Ti 添加 IF 鋼の冷却過程で生成する硫化物の種類は Mn 量に大きく影響される。オーステナイト中の MnS

および TiS の溶解度積はそれぞれ (3) 式¹⁰⁾、(4) 式¹¹⁾ のように表される。

$$\log[\text{Mn}][\text{S}] = \log K_1 = -9.020 / T + 2.929 \quad (3)$$

$$\log[\text{Ti}][\text{S}] = \log K_2 = -17.640 / T + 8.2 \quad (4)$$

上記の式をもとに A 鋼と B 鋼について析出物中の S 量を計算した結果を Fig. 6 に示す。Mn 添加量が 0.5% から 0.02% に低下するのに対応して、熱延板中の析出物は MnS から TiS へと変化することがわかる。TiS は 1200°C 以下の比較的低温域で生成されるため MnS に比べてサイズが小さくなるものと予想されるが、熱延板中の析出物を観察した Photo 3 を見ると事実 A 鋼における析出物は粒子径が 0.05~0.06 μm と B 鋼の析出物 (0.1~0.2 μm) に比べてかなり小さくなっていることが確認される。すなわち、A 鋼で

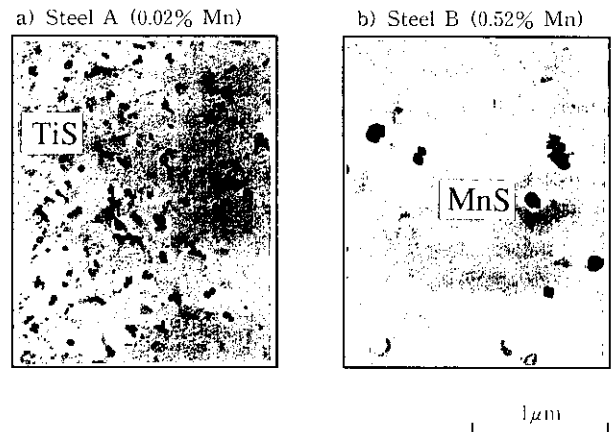


Photo 3 Electron micrographs of extracted replicas showing precipitates in hot-bands

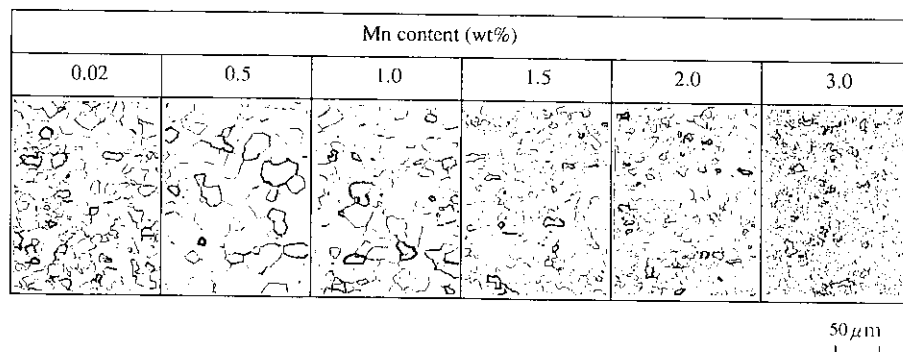


Photo 2 Optical microstructure of annealed sheets

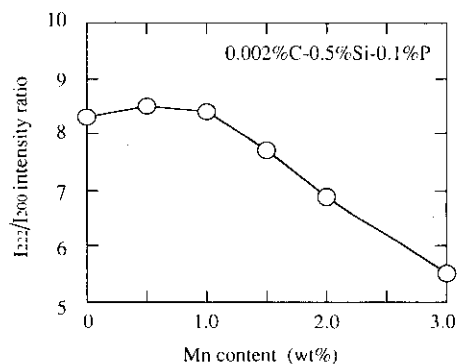


Fig. 7 Effect of Mn content on (222) to (200) pole intensity ratio (I_{222}/I_{200}) of annealed steels

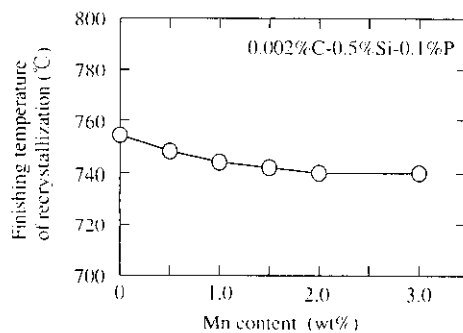


Fig. 8 Effect of Mn content on finishing temperature of recrystallization

は熱延板中の析出物が微細なため、熱延板の結晶粒径が小さくなるとともに冷延・再結晶後の粒成長も抑制され、焼鈍板の粒径が小さくなったものと考えられる。

次に集合組織におよぼすMnの影響について考察する。Fig. 7は(200)極密度に対する(222)極密度の比 (I_{222}/I_{200})を示したものである。Mn添加量の増加に伴って(222)極密度が低下し、特にMn量が1.5%以上の領域で低下が著しいが、この傾向は r 値の変化とよく対応する。

Mnは固溶Cが共存するときC-Mnダイポールを形成し、{111}集合組織の核生成を抑制するとともに粒成長をも阻害する傾向のあることが知られている¹²⁾。しかし、実験鋼における固溶CはFig. 3のAlで確認したように非常に少量であると推定されることから、上記の集合組織変化にC-Mnダイポールが影響しているとは考えにくい。また、Ti添加IF鋼の場合、固溶Mnは再結晶速度や再結晶集合組織にほとんど影響を及ぼさない¹³⁾とする報告もある。本実験の場合、焼鈍後の粒成長には先に見たように熱延段階での析出物の影響が大きく、したがってMn添加量増加に伴うミクロ組織および集合組織の変化に対する固溶Mn自体の影響は小さいと考えるのが妥当であろう。一方、焼鈍後の集合組織には熱延板の結晶粒径も顕著に影響し、細粒であるほど冷延・焼鈍後に{111}集合組織が発達する¹⁴⁾ことが知られている。熱延板の組織はPhoto 1に示したようにMnが1.5%までは細粒化し、1.5%を超えるとベイニティックフェライト化していたが、この組織変化と焼鈍後の r 値の変化がよく対応していることから考えて、Mnはまず A_{r3} 変態点を介して熱延板の組織に影響し、その結果焼鈍後の集合組織にまで影響したのと考えられる。

また、これとは別に再結晶温度と変態点という観点からMnの影響を考察してみる。まず、焼鈍過程における再結晶終了温度に及ぼすMn添加量の影響について調査した結果をFig. 8に示す。再結晶終了温度はMn量の増加とともに低下する傾向にあるが、その量はごくわずかであることがわかる。一方、焼鈍時の A_{c3} および A_{c1} 変態点はFig. 9に示すようにMn添加量の増加に伴って顕著に低下することがわかった。すなわち、再結晶終了温度から変態開始までの焼鈍に適した温度範囲はMn添加量の増加に伴って狭められ、特に1.5%を超える過剰なMn添加は、 r 値向上にとって好ましくないものと考えられる。一方、Mnを大幅に低減することは、熱延後の粒成長を誘起したり、 A_{r3} 変態点の上昇によってオーステナイト域での熱延完了が困難になるなどの点で、{111}再結晶集合組織の形成にとって好ましくない。

換言すれば、極低炭素固溶強化型の高強度鋼板で優れた成形性を

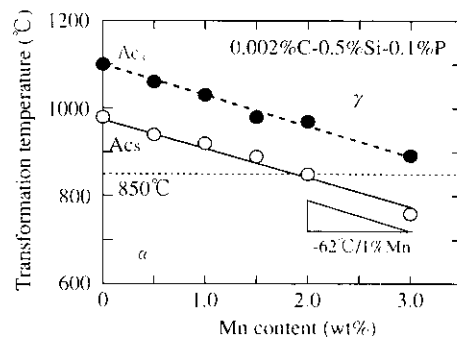


Fig. 9 Effect of Mn content on A_{c3} and A_{c1} transformation temperature

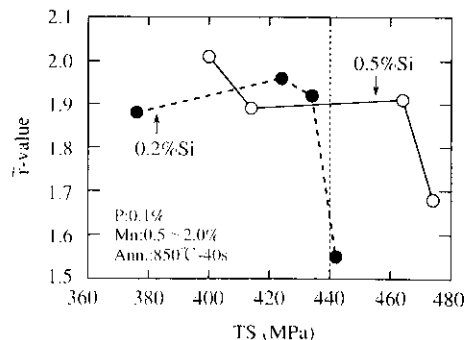


Fig. 10 Relationship between r -value and TS in 0.5% Si steel and 0.2% Si steel with various Mn content

実現するためには、フェライト安定化元素であるSiおよびPの添加量とオーステナイト安定化元素であるMnの添加量とを制御して、オーステナイト-フェライト変態温度を最適化する必要があることが示唆される。Fig. 10はPの添加量を0.1%に固定し、SiとMnの量を変化させた場合の強度と r 値の関係を示したものである。Si添加量を0.2%から0.5%に増加させた場合、それに応じてMn添加量を増加させることによって r 値を劣化させることなく高強度化できることが示されており、{111}再結晶集合組織の形成には変態点の制御が重要であるとする上記の考え方を支持する結果となっている。

最後に2次加工脆性について検討した結果を述べる。Fig. 11は落重試験における脆性遷移温度におよぼすMn添加量の影響を示したものである。脆性遷移温度はMn添加量の増加とともに単調

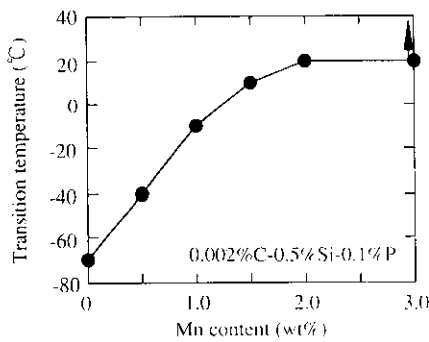


Fig. 11 Effect of Mn content on brittle-ductile transition temperature

Table 2 Concentration of Mn, P and B at grain boundaries with various Mn content measured by AES analysis (0.002%C-0.5%Si-0.1%P-0.003%B steel)

	Mn/Fe	P/Fe	B/Fe
0.5%Mn	0.0077	0.1016	0.0288
1.5%Mn	0.0263	0.1013	0.0254

に上昇することがわかる。

鋼中のPは粒界に偏析して脆性破壊を助長することがよく知られている。また、これとは逆に微量のC⁽¹⁵⁾あるいはB^(16,17)の添加により粒界の結合力が高められ、脆性破壊が抑制される。一方、2次加工脆性によぼすMnの影響に関する報告はほとんどない。そこでMn添加量のみを変えた試料を用いて、粒界破面をマイクロオージェにより分析した。その結果をTable 2にまとめて示す。Mnは粒界に偏析する傾向のあること、およびP、Bなど他元素の粒界偏析挙動には顕著な影響をおよぼさないことがわかる。したがって、詳細は明らかではないが、Mn添加による脆性遷移温度の上昇には固溶Mnによるマトリクス強化で生じる粒界強度の相対的な低下に加えて、Mn自身の粒界偏析が関与しているものと考えられる。

4 TS 440 MPa 級新冷延鋼板の諸特性

上記の結果に基づき、TS 440 MPa 級新冷延鋼板の成分系をTable 3のように決定した。Mn添加量は440 MPa以上のTSが確保でき、かつ r 値が最大となる1.5%とした。また、脆性遷移温度を自動車用として実用的な温度まで低下させるため、他の特性を犠牲にすることなく脆化を抑制できる30 ppm程度のBを添加した。

実機による製造条件および得られた鋼板の機械的特性値を同じくTable 3に示す。1.9以上の極めて高い r 値と440 MPa以上の高

強度が同時に得られ、自動車用として十分な特性であることがわかる。

4.1 成形性

TS 440 MPa 級新冷延鋼板の成形限界図を従来のHSLAタイプの440 MPa 級鋼と比較してFig. 12に示す。開発鋼はすべての引張条件で従来鋼よりも優れていることがわかる。

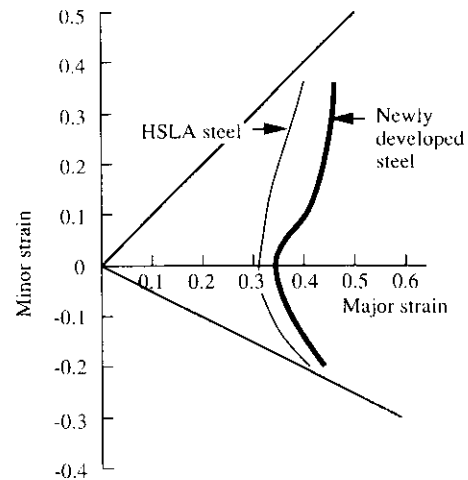


Fig. 12 Forming limit diagrams of cold-rolled high strength steel sheets with 440 MPa tensile strength (Scribed circle diameter=10 mm)

4.2 スポット溶接性

TS 440 MPa 級新冷延鋼板の溶接可能電流範囲を低炭素アルミキルド鋼の結果とともにFig. 13に示す。電極チップにはDR型(先端径6 mmφ)のY₂O₃分散銅を用い、加圧力、通電時間はそれぞれ1960 N、10 cycle一定とした。開発鋼の溶接可能範囲は低炭素アルミキルド鋼と同等の広さであることがわかる。

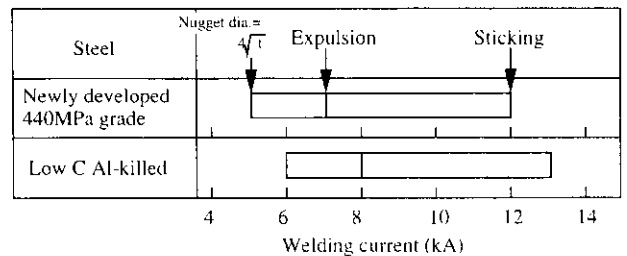


Fig. 13 Weldable current range of newly developed steel (t: thickness of sheet)

Table 3 Chemical composition, annealing temperature and mechanical properties of newly developed 440 MPa grade cold rolled sheet steel

Chemical composition							Annealing temperature (°C)	Mechanical properties				
C (ppm)	Si (wt%)	Mn (wt%)	P (wt%)	Ti (wt%)	Nb (wt%)	B (ppm)		YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	$\bar{r}$	T_{cr} (°C)
21	0.51	1.53	0.11	0.039	0.004	29	850	314	466	36.2	1.95	-60

4.3 化成処理性

TS 440 MPa 級新冷延鋼板に化成処理を行った結果を低炭素アルミキルド鋼の結果とともに **Table 4** に示す。化成処理は前処理後、PB-L 3080 液を使用し、40°C-120 s の Dip 法により行った。P 比は phosphophyllite と hopeite の存在比を X 線回折から算出した。化成被膜の付着量、P 比とも低炭素アルミキルド鋼と同等の値であることがわかる。

Table 4 Phosphate properties of newly developed steel

Steel	Coating weight (g/m ²)	P ratio
Newly developed 440 MPa grade	2.35	0.92
Low C Al-killed	2.48	0.94

5 結 言

自動車内・外板を主用途としたプレス加工用 TS 440 MPa 級冷延鋼板の開発を目的として、極低炭素 (IF) 鋼に 0.5%Si-0.1%P を添加した鋼板をベースに、機械的性質におよぼす Mn 添加の影響を調査し、以下の結果を得た。

- (1) 1.2%以上の Mn 添加で 440 MPa 以上の引張強度が得られる。
- (2) 1.5%を超えて Mn を添加した場合には A_3 変態点が低下するのにもなって熱延後の組織がベイニティックフェライトとなるとともに、焼鈍の加熱時に部分的にオーステナイト化して一部が擬ポリゴナルフェライトとなり、全伸び (El) および r 値が顕著に劣化する。
- (3) Mn 添加量が少ない場合は変態点が上昇して熱延後の組織が粗大になるほか、熱延中に析出した微細な TiS が冷延・再結晶後の粒成長を抑制するため良好な材質が得られない。
- (4) 以上の結果を総合すると、440 MPa 級の冷延高強度鋼板として最適な Mn 添加量は 1.5%である。これをもとに実機製造された鋼板では 1.9 以上の高い r 値が得られたほか、自動車用として十分な諸特性を備えていることが確認された。

参 考 文 献

- 1) 橋本 修, 阿部英夫, 佐藤 進, 入江敏夫: プレス技術, **19**(1981) 13, 76
- 2) たとえば F. B. Pickering and T. Gladman: *Iron and Steel Inst. Spec. Rep.*, **81**(1963), 10
- 3) N. Ohashi, T. Irie, S. Sato, O. Hashimoto, and I. Takahashi: SAE Technical Paper, 810027(1981)
- 4) K. Abiko, S. Suzuki, and H. kimura: *Trans. Jpn. Inst. Met.*, **23**(1982)2, 43
- 5) 潮田浩作, 吉永直樹, 秋末 治: 材料とプロセス, **5**(1992)6, 2050
- 6) 上谷康夫, 寺坂正二: 鉄と鋼, **68**(1982)5, S 376
- 7) 広瀬祐輔, 戸川 博, 住谷次郎: 鉄と鋼, **68**(1982)6, 665
- 8) 細谷佳弘, 田原健司, 古部俊明, 谷川克己, 金藤秀司, 安東 均: 材料とプロセス, **4**(1991)6, 1932
- 9) 岡本篤樹, 水井直光: 鉄と鋼, **76**(1990)3, 422
- 10) T. Turkdorgen and J. Pearson: *J. Iron Steel Institute*, 180(1955), 349
- 11) W. J. Liu, S. Yue, and J. J. Jonas: *Metallurgical Transaction A*, **20A**(1989)10, 1907
- 12) W. B. Hutchinson and K. Ushioda: *Scandinavia Journal of Metallurgy*, **13**(1984)5, 269
- 13) 潮田浩作, 吉永直樹, 秋末 治: 材料とプロセス, **6**(1993)6, 1712
- 14) M. Matsuo, S. Hayami, and S. Nagashima: *Advances in X-ray Analysis*, **14**(1971), 214
- 15) H. Taga and A. Yoshikawa: *Transaction of Iron and Steel Institute of Japan*, **11**(1971), 1256
- 16) 高橋延幸, 柴田政明, 早川 浩, 吉野嘉那, 白田松男, 山本広一: 鉄と鋼, **69**(1983)10, A. 297
- 17) E. Yasuhara, K. Sakata, T. Kato, and O. Hashimoto: *ISIJ International*, **34**(1994)1, 99