

外板パネル部品用高強度鋼板 形状凍結性，表面性状に優れた高成形性パネル用高強度鋼板

New High Strength Steel for Exposure Panels —High Strength Steel Having Excellent Press Formability, Superior Surface Precision after Press-forming and Uniform Surface Appearance—

田中 靖 TANAKA Yasushi JFE スチール スチール研究所 薄板研究部 主任研究員(部長)・工博
占部 俊明 URABE Toshiaki JFE スチール スチール研究所 薄板研究部 主任研究員(副部長)・工博
長滝 康伸 NAGATAKI Yasunobu JFE スチール スチール研究所 薄板研究部 主任研究員(課長)

要旨

優れたプレス成形性を有する自動車の外板パネル用ハイテンとして、Nb(C, N)の微細析出物を活用し結晶粒を微細にすることにより高強度化したSFG (super fine grain) ハイテンを開発した。このNb析出物は今までの薄板にはない特異な析出形態を示し、粒界近傍にPFZ (precipitates free zone) と呼ばれる析出物欠乏層を形成する傾向にある。このPFZの存在により結晶粒が細粒であるにもかかわらず、低降伏強度を示す。また \bar{r} 値も従来鋼板に比べて高く、B添加により耐二次加工脆性も優れているという特徴を示す。実際のプレスを模擬して、自動車フェンダー試験金型を用いてプレス試験を行った。その結果、従来鋼板に比べて広い成形範囲を示し、優れた成形性を有することが実証された。

Abstract:

SFG HSS (super fine grain, high strength steel sheet) has been developed. It is strengthened by fine Nb(C, N) precipitates and fine grains to give excellent press formability suitable for automotive exposure panels. The Nb(C, N) precipitate shows unique distribution, which has not been observed previously and tends to form precipitates free zones (PFZ) close to grain boundaries. The PFZs lower the yield strength even though grains are small. The SFG HSS has a large \bar{r} -value and excellent resistance to secondary embrittlement compared with conventional deep-drawable steel sheets. The trial press forming for an automotive front-fender model has been successfully conducted to show a wider formable range than conventional steels.

1. 緒言

自動車軽量化ニーズに対応した自動車ボディー用鋼板の高張力化が急速に進んでいる。このうち自動車外板パネルの高張力化については、その成形性、表面性状に対する高い要求ニーズから、IF (interstitial free) 鋼の化学組成をベースに、Si, Mnなどの固溶強化元素を添加し、高強度化を図る手法が取られている¹⁾。しかしながら、固溶強化元素添加により深絞り性 (\bar{r} 値) が劣化するとともに、降伏強度が上昇し加工硬化指数 (n 値) が低下するために、軟鋼と同等の成形性を確保することが困難である。さらに、母相が高強度化すると、結晶粒界強度が相対的に低下し、加工後に粒界脆化現象が見られること、および、特に合金化溶融亜鉛めっき鋼板 (GA 鋼板) において高強度化のために添加している Si によりめっき表面品質の劣化が

引き起こされるという課題が提起されている^{2,3)}。

このような課題に対して、結晶粒を従来鋼に比べて細粒とすることにより、粒界強度を高め二次加工脆化を抑制するとともに、表面性状を劣化させる固溶元素を使わずユニークな微細析出物分散強化を活用し、優れた深絞り成形性、低降伏比の実現に成功し、340, 390 および 440 MPa 級 SFG (super fine grain) ハイテン (冷間圧延鋼板および GA 鋼板) として商品化した⁴⁻⁷⁾。

ここでは、SFG ハイテンのユニークな機械的特性を生み出した金属学的背景と、その自動車外板パネルに適用した場合の利点について述べる。

2. SFG ハイテンに見られる現象とその基本メカニズム

IF 鋼をベースとした高強度化は、Si, Mn, P などの強化

元素を多量に添加する固溶強化機構を利用するのが従来までの考え方であったが、これら強化元素、特に Si がめっき表面品質および深絞り性を劣化させるため、複雑な形状が求められる自動車外板には使用できないのが実状であった。これに対し、強化元素として Si を添加せず、微細な Nb(C, N) による析出物分散強化およびフェライト粒の微細化により高強度化し、かつ熱間圧延鋼板の結晶を細粒にすることにより冷間圧延再結晶集合組織の改善を図るとともに、深絞り性に有利な {111} 集合組織の発達を促すことによる、高強度化と深絞り成形性の改善の両立を本開発のコンセプトとした。結晶の細粒化には Nb を用い、細粒化を強化するため通常の極低炭素量 (30 ppm 以下) の倍以上の C を含有し、それを固定するに足る量の Nb を添加し IF 鋼とする成分設計とした。以下にそれらの基本的現象およびメカニズムについて、実験に基づき明確にする。

実験に供した実験室溶解材の化学組成を Table 1 に示す。鋼 A は通常の極低 C 鋼に当量比で 1 を超える量の Nb を添加し、さらに Mn, P を固溶強化元素として適量添加したものであり、鋼 B は鋼 A の Nb/C 比はほぼ同等に保ちつつその絶対量を増加させたものである。

これらの鋼は、50 kg インゴットとして真空溶解された後、板厚 30 mm のスラブに熱間圧延された。さらに、1200 × 3.6 ks 溶体化処理後、仕上げ温度 900 にて板厚 2.8 mm まで仕上げ熱間圧延され、引き続き 640 × 3.6 ks の巻取り相当処理を施された。このようにして得られた熱間圧延鋼板を酸洗した後、80%の圧延率で冷間圧延し、板厚 0.56 mm の冷間圧延鋼板とした。焼鈍には、ソルトバスを用い、600-870 において 50 s の熱処理を施した。これらの焼鈍板に圧延率 0.7% の調質圧延を施し、種々の試験に供した。

熱間圧延段階での再結晶挙動は、加工フォーマスターで直径 8 mm、高さ 12 mm のサンプルを 900 にて 0.1 s - 500 s のパス間時間で 2 段圧縮加工した時のひずみ応力曲線の流動応力の変化より求めた軟化率により評価した。

また、冷間圧延後の焼鈍時の再結晶挙動については、各焼鈍温度における板厚中央部のヴィッカース硬度を測定することにより評価した。

引張試験は、圧延直角方向より JIS 5 号試験片を採取し実施した。またランクフォード値 (\bar{r} 値) は圧延方向から 0°, 45°, 90° 方向に採取した試験片を 15% 引張変形させた時のそれぞれの r 値より以下の式によって算出した。

$$\bar{r} \text{ 値} = \frac{r_{0^\circ} + 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4}$$

集合組織は、試料を板厚中央部まで化学研磨し、X 線回折により評価した。金属結晶組織は、光学顕微鏡、SEM および TEM を用いて観察した。

Fig. 1 に γ 域での焼鈍中における 900 での再結晶軟化挙動に及ぼす C, Nb の影響を示す。鋼 A、鋼 B の軟化率が 100% になるまでの時間、すなわち 中において再結晶が終了する時間はそれぞれ約 30 s、500 s と大きく異なる。これは C, Nb が多く含まれる鋼 B は γ 中での再結晶を抑制する効果があることを示す。

Photo 1 に、熱間圧延鋼板のフェライト組織を示す。鋼 B は鋼 A に比べて細粒であるが、これは Fig. 1 に示した 中での再結晶抑制効果が現れ、変態後もフェライト粒が細粒になったものと理解できる。

Photo 2 に 850 焼鈍時のフェライト組織を示す。鋼 B は熱間圧延時の再結晶挙動と同様に、焼鈍後の結晶粒も細粒となる。

Fig. 2 に 830, 850, 870 で焼鈍した試料の TS 差、降伏比および \bar{r} 値を示す。鋼 B は鋼 A に比較してどの温度領

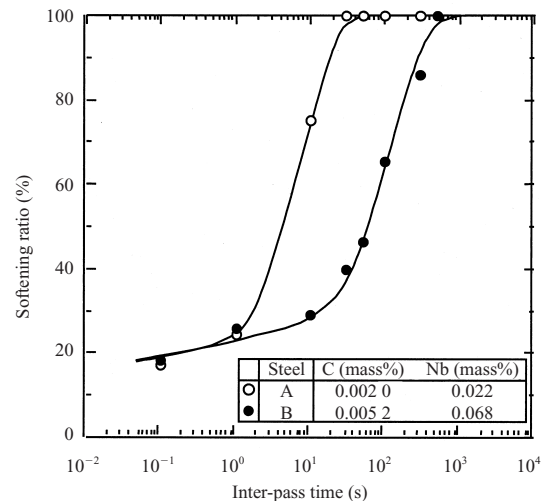
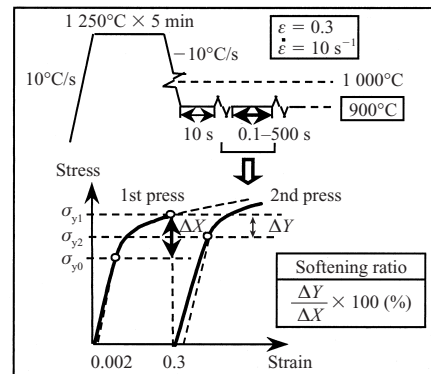


Fig. 1 Change in softening ratio with inter-pass time during hot compression at 900°C for steels A and B

Table 1 Chemical composition of steels A and B

Steel	(mass%)						
	C	Si	Mn	P	N	Nb	Nb/C
A	0.002 0	0.02	0.66	0.043	0.002 9	0.022	1.42
B	0.005 2	0.01	0.62	0.040	0.003 2	0.068	1.69

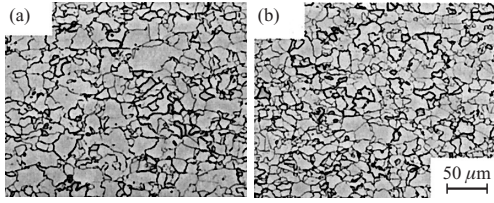


Photo 1 Optical micrographs on the cross-sections of the hot-bands of steels A (a) and B (b)

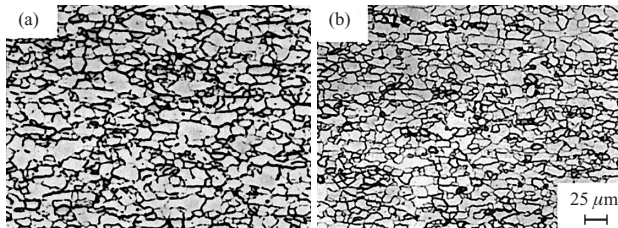


Photo 2 Optical micrographs of steels A (a) and B (b) on the cross-sections of the samples annealed at 850°C

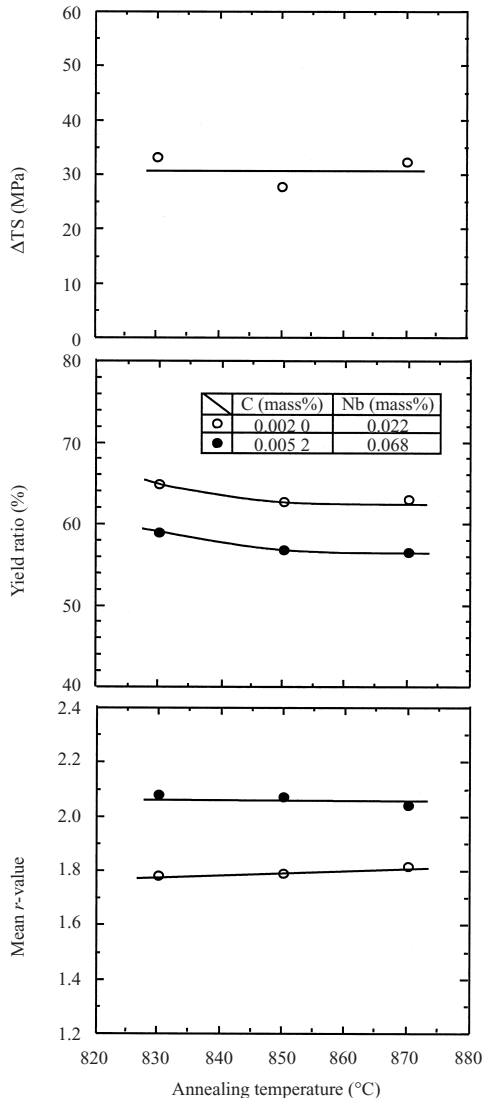


Fig. 2 Effect of annealing temperature on the mechanical properties of steels A and B

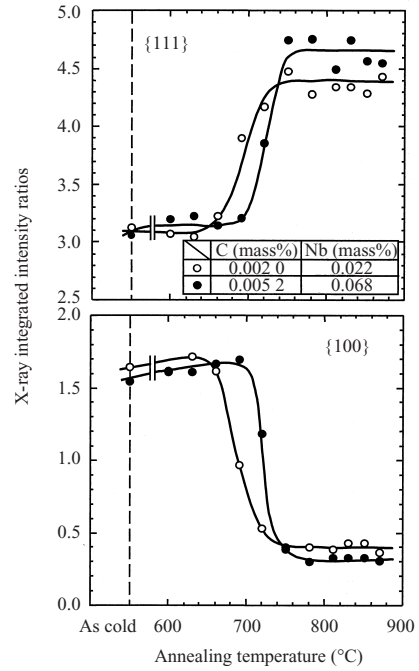


Fig. 3 Change in normalized X-ray integrated intensity ratio with annealing temperature for steels A and B

域においても約 30 MPa 強度が高い。これは結晶粒が小さいこと、および Nb 系析出物が存在しているためと考えられる。また降伏比に関しては鋼 B が鋼 A に比較して 10% 程度低い。結晶粒径，析出物の観点からは降伏比は逆になることが考えられるので、この低降伏比化現象は別のメカニズムが働いているものと考えられる。

\bar{r} 値については、鋼 B はすべて 2.0 以上の値となり、鋼 A より約 0.2 高い。Fig. 3 に焼鈍中の再結晶時の鋼 A と鋼 B の $\{111\}$ および $\{100\}$ 方位粒の X 線積分回折強度比を示す。冷間圧延までは両鋼の $\{111\}$ および $\{100\}$ 方位粒の強度に大きな差はないが、再結晶にともない鋼 B は $\{111\}$ 面の発達が著しく、その結果高い \bar{r} 値を示したと考えられる。このような $\{111\}$ 方位粒の再結晶にともなう著しい発達は、熱間圧延鋼板段階での細粒化による $\{111\}$ 再結晶方位粒の優先核発生サイトである粒界の面積が増大したことに起因している。鋼 A, B の結晶粒径と \bar{r} 値の関係を他の鋼種と比較して Fig. 4 に示す。一般に、鋼板の \bar{r} 値は焼鈍温度が高いほど結晶粒の成長にともない高くなり、この図に示すように IF 鋼でも結晶粒を粗大化すると 2.5 を超える高 \bar{r} 値が得られる。しかし、粗大粒を有する鋼板をプレス成形するとオレンジピールと呼ばれる肌荒れが発生するため、実用性は低い。一方、微細粒で構成された鋼板である鋼 B の粒径と \bar{r} 値の関係は、従来の IF 鋼より表面性状の観点から大幅に向上している。

このように細粒組織，Nb 系析出物の存在が鋼 B の特徴であるが、850 で焼鈍した鋼 B の電子顕微鏡レプリカ写真を Photo 3 に示す。10 nm から 40 nm の微細な析出物が多数存在し、結晶粒界近傍には逆に析出物が極めて疎で

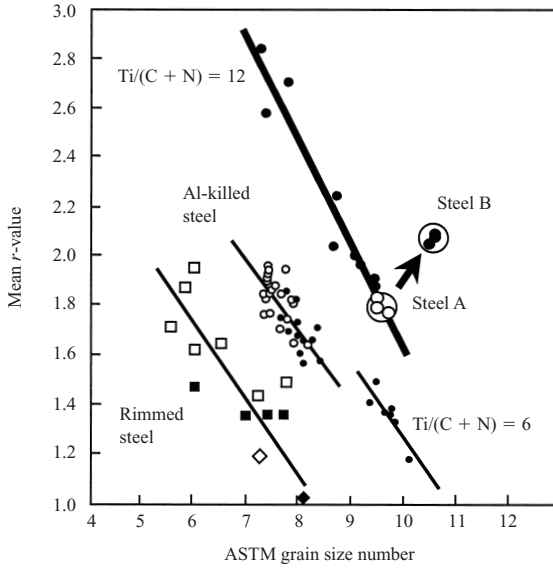


Fig. 4 Relation between mean r -values and ASTM grain size number for steels A and B with comparison to conventional steels

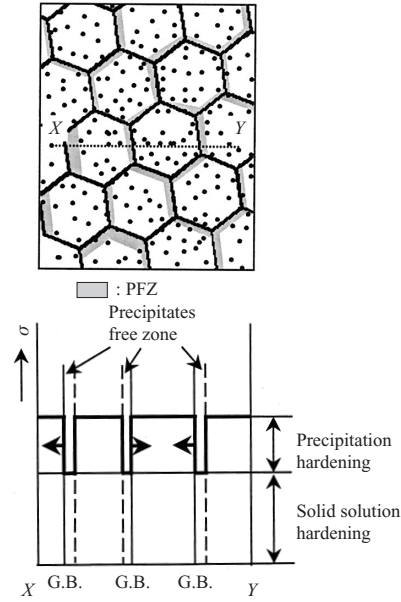


Fig. 5 Schematic illustration showing the hypothesis on the mechanism for lower yielding in steel B strengthened by the solid-solution elements and fine Nb precipitates with PFZ

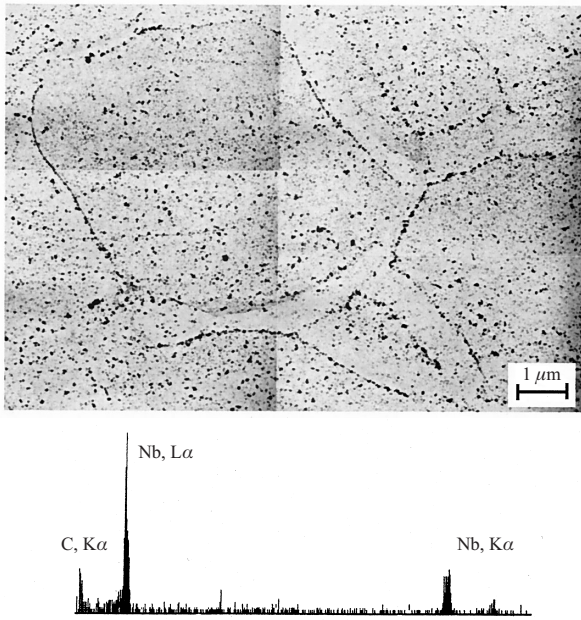


Photo 3 TEM replica image and EDS spectra of the precipitates observed in the specimen annealed at 850°C of steel B

ある領域が観察される。そして、比較的細かい析出物は結晶粒内に存在するが、粗い析出物は粒内および結晶粒界に存在する。これらの析出物はEDS分析および電子線回折によりNbCおよびNb(C, N)と同定された。

結晶粒界近傍の析出物が疎である領域をさらに詳しく見ると、結晶粒界の両側ではなく片側だけにNb(C, N)が存在する。これらの組織の特徴をFig. 5に示す。鋼Bが鋼Aに比べて強度が30 MPa程度高かったのは、これら微細なNb(C, N)の存在の有無がその理由と考えられる。この析出物が疎な領域をここではPFZ (precipitates free zone)と呼ぶ。

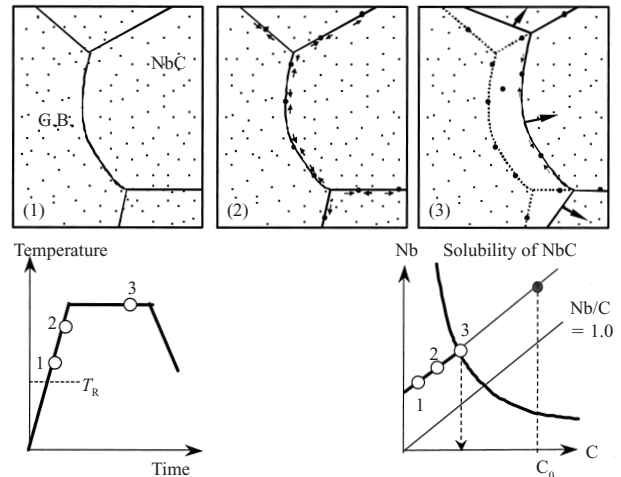


Fig. 6 Schematic illustration exhibiting the hypothesis on the mechanism of PFZ formation in steel B

鋼Bに見られたPFZの推定形成メカニズムをFig. 6に模式的に示す。再結晶直後には微細なNbC, Nb(C, N)は比較的均一に析出していると考えられるが、結晶粒界上に存在するNbC, Nb(C, N)は粒界拡散による急速なオストワルド成長で粗大化する。その結果、粒界のピンニング力が弱まるため、粒界移動が始まり、結晶粒が成長する。このようにして結晶粒界が移動した後は比較的粗大なNbC, Nb(C, N)が残される。

このようにして形成されるPFZ内には微細なNbC, Nb(C, N)がなく析出強化量が低下するため、低強度、低降伏比であると考えられる。材料の降伏は結晶粒界近傍での応力集中から始まると考えると、このPFZの持つこれらの機械的特性の特徴が鋼Bの低降伏比の特徴を決定付け

ているものと考えられる。

3. 降伏強度に及ぼす PFZ の影響⁷⁾

以上のように PFZ の形成により, 初期変形段階において低応力で降伏が始まるメカニズムが考えられるが, これを明確にするため, PFZ 量の異なるサンプルを作製し, 降伏現象の比較を行った。

PFZ 量の異なるサンプルは, Table 2 に示す化学組成の真空溶解鋼を板厚 0.65 mm まで熱間・冷間圧延し, 750 × 60 s で再結晶焼鈍する時の加熱速度を 2-15 /s と変化させることにより作製した。

加熱速度を変化させたものの機械的性質を Fig. 7 に示す。引張強度 TS はほぼ一定であるが, 降伏強度 YS は 210 MPa から 230 MPa へと変化した。結晶粒径はどの加熱速度においてもほぼ変わらない一定の値 (8.2-8.4 μm) を示した。

加熱速度が 2 /s のものと 15 /s のものの TEM レプリカ写真を Photo 4 示す。結晶粒界の片側に PFZ が見られるが, 2 /s のものの方が PFZ 形成比率が高く観察され

Table 2 Chemical composition of samples with various amounts of PFZ

(mass%)						
C	Si	Mn	S	solute Al	N	Nb
0.006 8	0.02	0.99	0.009	0.052	0.002 5	0.101

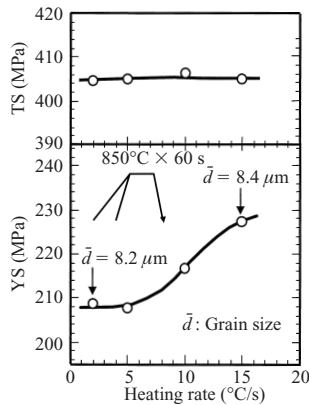


Fig. 7 Effect of heating rate on mechanical properties of the steel annealed at 850°C for 60 s

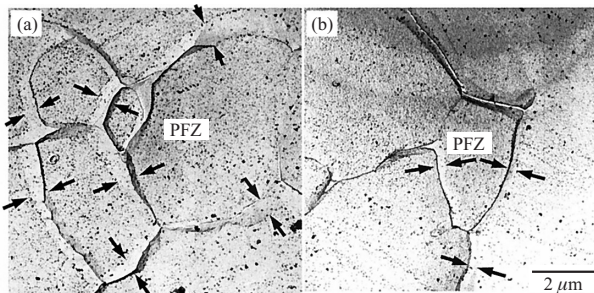


Photo 4 TEM replica micrographs of annealed specimens with the heating rates of (a) 2°C/s and (b) 15°C/s

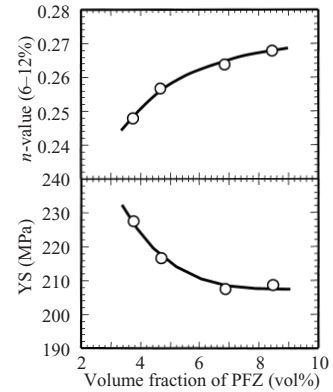


Fig. 8 Effect of volume fraction of PFZ on mechanical properties of annealed specimen

る。この TEM 写真より換算した PFZ 体積率に対して降伏強度, 加工硬化指数 n 値をプロットしたものを Fig. 8 に示す。PFZ 体積率が高い方が降伏強度が低い。これより PFZ が低降伏強度を生み出す理由となっていることが明確になった。

4. 耐二次加工脆性⁶⁾

一般に IF 鋼は, 侵入型元素が粒界に存在しないため粒内強度に比較し粒界強度が低く, 特に IF 鋼をベースとした高強度鋼板では, この粒内と粒界の強度差に起因した耐二次加工脆性の低下の抑制に配慮しなければならない。そこで, 440 MPa 級微細粒型 SFG ハイテンの耐二次加工脆性を調査し, 従来型の Nb 添加 IF ハイテンと比較するとともに, IF 鋼の耐二次加工脆性の改善に効果のある B 添加⁸⁾と細粒化効果を比較した。

供試鋼は, 0.3% Si-2.0% Mn-0.075% P 鋼をベースとした Table 3 に示す化学組成で, 添加 B 量を 2, 4, 10 および 15 ppm の 4 水準とした。冷間圧延焼鈍鋼板作製の手順は基本的には 2 章と同一である。冷間圧延焼鈍鋼板は絞り比 2 でカップ状に絞り成形され, 縁を機械加工により研削しカップ高さを 35 mm にした後, Photo 5 に示す変形を各

Table 3 Chemical composition of steels investigated

Steel	C (ppm)	N (ppm)	S (mass%)	Nb (mass%)	Ti (mass%)	B (ppm)
A00	24	18	0.005	0.004	0.045	trace
A02	26	18	0.005	0.003	0.045	2
A04	26	17	0.005	0.004	0.045	4
A08	21	19	0.005	0.004	0.046	8
A15	20	19	0.005	0.003	0.045	15
B00	60	30	0.006	0.11	trace	trace
B02	66	26	0.006	0.11	trace	2
B04	59	24	0.006	0.11	0.001	4
B10	54	26	0.005	0.10	0.001	10
B15	58	25	0.006	0.11	0.001	15

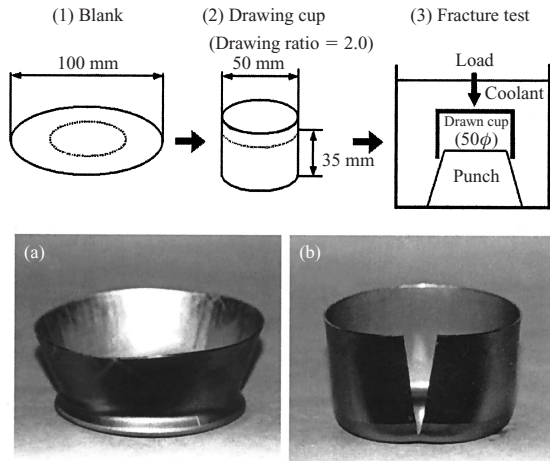


Photo 5 Schematic diagram of evaluation method of the transition temperature for secondary-work-embrittlement; (a) Non-brittle fracture, (b) Brittle fracture

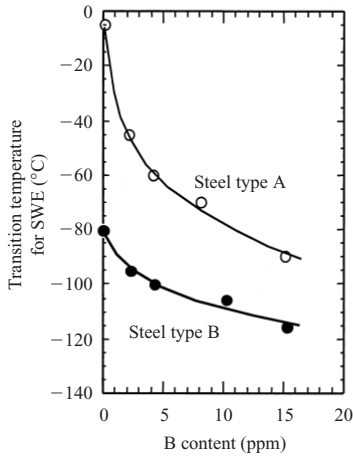


Fig. 9 Effect of B content on the transition temperature for secondary-work-embrittlement

温度において施し、延性的な変形をする限界の温度を遷移温度とした。

Fig. 9 に遷移温度に及ぼす B の影響を示す。B 無添加の場合、従来型の 440 MPa 級 IF ハイテンである鋼 A の遷移温度は -5 であるが、SFG ハイテンである鋼 B は

-80 と顕著に遷移温度が低下している。これは、フェライト組織の細粒化および PFZ 形成による深絞り成形時の粒界近傍での応力集中緩和による効果と考えられる。また、B 添加量の増加にともない、いずれの鋼においても遷移温度が低下し、鋼 A でも 10 ppm 程度の B 添加により B 無添加の鋼 B と同等の耐二次加工脆性を示すようになる。このように、SFG ハイテンにおける微細なフェライト組織と PFZ の存在は耐二次加工脆性への効果が顕著である。

5. 適用例

上記のような特徴を有する Nb 添加 IF 鋼を「SFG ハイテン」と名づけ、340 MPa 級、390 MPa 級および 440 MPa 級ハイテンとして商品化した。SFG ハイテンの代表的な機械的性質の一覧を Table 4 に示す。

GA 鋼板における従来材と本開発材の機械的性質を Table 5 に示す。本開発材は、GA 鋼板であっても、 r 値が 1.7 と軟質 270 E クラスの値を示す。また、降伏強度は 15 MPa ほど従来鋼よりも低くなっており、 n 値も優れた値を示す。

この実機試作材を用いて、自動車のフロントフェンダーを模擬した金型でのプレス試験を実施した。Photo 6 にプレス後の形状を示す。プレス成形性は、亀裂発生限界としわ限界から決まる成形可能範囲で評価した。その評価結果を Fig. 10 に示す。開発鋼では低いしわ押さえ圧においてしわ発生が抑止できた。これは、主に亜鉛めっき表面の性状が優れているためと考えられる。また割れに関しては、高しわ押さえ圧側まで割れが発生しなかった。これは主に開発鋼が高い r 値を有しているためであると考えられることができる。この結果として 440 MPa 級合金化亜鉛めっ

Table 5 Mechanical properties of steels used in press-forming test for a front fender model

Steel	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	Mean r -value
Developed	285	442	35.0	1.70
Conventional	300	445	35.0	1.50

Table 4 Mechanical properties of the SFG HITEN

Type	Grade	Thickness (mm)	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	Mean r -value	T_c (°C)
CR	SFG340	1.0	190	345	44	1.9	-100
	SFG390	1.0	235	405	40	1.9	-85
	SFG440	1.0	290	446	37	1.9	-65
GA	SFG340	1.0	197	345	42	1.7	-90
	SFG390	1.0	227	400	38	1.7	-65
	SFG440	1.0	285	442	35	1.7	-45

CR: Cold-rolled steel sheet, GA: Galvannealed steel sheet

Tensile specimen: JIS No.5, Transverse direction

T_c : Critical temperature for anti-secondary work embrittlement in the flanging test of drawn-cup with the cup-height of 35 mm and the drawing ratio of cup diameter to blank diameter, 2.1 for 340 grade and 2.0 for 390 and 440 grade

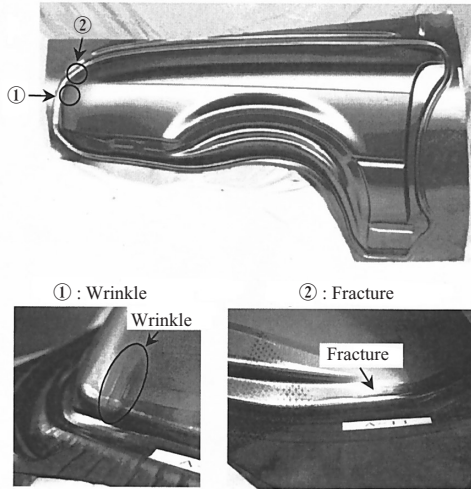


Photo 6 Front fender model for evaluating press-formability

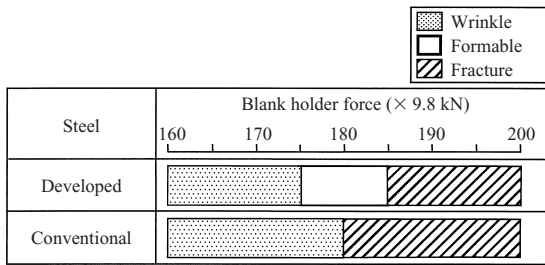


Fig. 10 Press-formability for a front fender model of the developed 440 MPa galvanized steel sheet and the conventional galvanized IF-HSS

き鋼板としては，SFG ハイテンのみが成形可能であることが分かり，従来の 440 MPa 級ハイテンに比べて優れたプレス成形性を有していることが実証できた。

このような優れた性能を持つ SFG ハイテンは，すでに複数の自動車メーカーにおいて採用，あるいは採用前提での評価が進行中である。これらの例ではいずれもハイテン化によりパネル部品の軽量化が達成されており，今後ますます進展する軽量化要望に対しても十分応えられる性能を有しているものと考えられる。

6. 結言

今回開発した SFG ハイテンは，現在進みつつある自動車軽量化の流れの中で，最も困難と考えられている外板パネルへのハイテン適用が可能な鋼板である。しかも深絞り性，形状凍結性，めっき表面品質，耐二次加工脆性など，外板パネル用鋼板として必要な特性は備えており，今後の自動車軽量化ニーズに対して応えることができる鋼板である。

参考文献

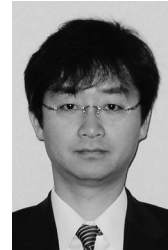
- 1) Hosoya, Y.; Urabe, T.; Tanikawa, K.; Tahara, K.; Nishimoto, N. Proc. of Int. Symp. on Interstitial Free Steel Sheet. CIM. Ottawa, 1991, p.107.
- 2) Pradhan, R. Proc. of Int. Forum for Physical Metallurgy of IF Steels (IF IFS-94). ISIJ. Tokyo, 1994, p. 165.
- 3) Meyer, L.; Bleck, W.; Muechenborn, W. Proc. of Int. Forum for Physical Metallurgy of IF Steels (IF IFS-94). ISIJ. Tokyo, 1994, p. 203.
- 4) Kitano, E.; Urabe, T.; Fujita, T.; Nakajima, K.; Hosoya, Y. ISIJ Int. vol.41, 2001, p. 1402.
- 5) 藤田毅，北野隼人，山崎雄司，占部俊明，細谷佳弘．あたりあ．vol. 41，2002，p. 123．
- 6) Urabe, T.; Ono, Y.; Matsuda, H.; Yoshitake, A.; Hosoya, Y. Proc. Of Int. Forum for the Properties and Application of IF Steels. ISIJ. Tokyo, 2004, p. 170.
- 7) Ono, Y.; Fujita, T.; Nagataki, Y.; Urabe, T.; Hosoya, Y. Materials Science Forum. vol.426-432, 2003, p. 1481.
- 8) Tanikawa, K.; Hosoya, Y.; Nishimoto, A. "Physical metallurgy of IF steels". ISIJ. Tokyo, 1993, p. 170.



田中 靖



占部 俊明



長滝 康伸