
自動車外板用焼付硬化型強度冷延鋼板の開発

Development of Bake-Hardening High Strength Cold-Rolled Sheet Steels for Automobile Exposed Panels

佐藤 進(Susumu Satoh) 岡田 進(Susumu Okada) 加藤 俊之(Toshiyuki Kato)
橋本 修(Osamu Hashimoto) 花澤 利健(Toshitake Hanazawa) 恒川 裕志(Hiroshi Tsunekawa)

要旨：

自動車の軽量化に適する外板用冷延鋼板（表面处理鋼板を含む）として，優れた成形性と焼付硬化性を兼備した新鋼板を検討し，以下の結果を得た。（１）Nb添加極低炭素鋼（Nb（at%）／C（at%）～1）を830℃以上の高温焼鈍をして急冷すると，深絞り性に好ましい，強い{111}再結晶集合組織と焼付硬化性に有効な固溶Cの両者が得られる。（２）この原理を新高温連続焼鈍ラインに適用し，焼付硬化型超深絞り性冷延鋼板を開発した。（３）この連続焼鈍冷延鋼板に低温塗布型有機塗膜処理を応用し，同様の材料特性を有する有機複合被覆鋼板を開発した。（４）高温焼鈍と急冷の可能な新連続溶融亜鉛めっきラインにより，焼付硬化型超深絞り性合金化溶融亜鉛めっき鋼板を開発した。（５）開発鋼板はフェンダーなどのパネルの薄肉化に適する。

Synopsis：

New cold-rolled sheet steels (including surface-coated sheet steels) with excellent formability and high bake-hardenability suitable for gage-down of automobile exposed panels have been investigated. (1) High temperature annealing above 830℃ and subsequent rapid cooling with a Nb-bearing extra-low C steel (Nb(at%)/C(at%)~1.0) provide an intense {111} recrystallization texture favorable for deep drawability and some amount of solute C effective in bake-hardenability. (2) This processing principle has been applied to developing extra-deep drawing cold-rolled sheet steels with bake-hardenability by the use of newly developed continuous annealing lines (KM-CAL) capable of high temperature annealing at approximately 900℃. (3) Organic composite coated sheet steels with similar mechanical properties have been developed by applying a new organic film baked at a low temperature to the continuously annealed sheet steels. (4) Hot-dip galvanized sheet steels with extra-deep drawability and bake-hardenability have been also developed by the newly installed continuous hot-dip galvanizing line capable of high temperature annealing and rapid cooling. (5) These new sheet steels are suitable for gage-down of exposed panels for automobiles such as

fenders.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

Development of Bake-Hardening High Strength Cold-Rolled Sheet Steels for Automobile Exposed Panels

佐藤 進
Susumu Satoh鉄鋼研究所 薄板研究
部 薄板研究室 主任研
究員(課長)岡田 進
Susumu Okada鉄鋼研究所 薄板研究
部 薄板研究室 主任研
究員(掛長)加藤 俊之
Toshiyuki Kato鉄鋼研究所 薄板研究
部 薄板研究室長(課長)橋本 修
Osamu Hashimoto鉄鋼研究所 薄板研究
部長・工博花澤 利健
Toshitake Hanazawa水島製鉄所 管理部 薄
板管理室 主査(課長
補)恒川 裕志
Hiroshi Tsunekawa千葉製鉄所 第2冷間
圧延部 表面処理課 主
査(掛長)

1 緒 言

自動車外板用冷延鋼板(表面処理鋼板を含む)への要求特性は、近年多様化の一途をたどっている。とくに、CO₂排出量低減および燃費低減のために車体の軽量化に適する高強度鋼板への要求が強い。一方で、車体デザインの複雑化や一体成形化(従来2部品以上に分割して成形していた部品を一体で成形すること)が進み、鋼板への成形性も従来より優れたものが要求されている。さらに、車体の耐久性を向上させるために表面処理鋼板の使用が急増している。以上のことから、自動車外板用冷延鋼板としては、表面処理が可能で、かつ従来鋼板よりも優れた成形性を有する高強度鋼板が強く望まれていた。

一般に、鋼板の強度を上げるためには合金元素を添加するので、

要旨

自動車の軽量化に適する外板用冷延鋼板(表面処理鋼板を含む)として、優れた成形性と焼付硬化性を兼備した新鋼板を検討し、以下の結果を得た。(1) Nb添加極低炭素鋼(Nb(at%)/C(at%)~1)を830°C以上の高温焼鈍をして急冷すると、深絞り性に好ましい、強い{111}再結晶集合組織と焼付硬化性に有効な固溶Cの両者が得られる。(2)この原理を新高温連続焼鈍ラインに適用し、焼付硬化型超深絞り性冷延鋼板を開発した。(3)この連続焼鈍冷延鋼板に低温塗布型有機塗膜処理を応用し、同様の材料特性を有する有機複合被覆鋼板を開発した。(4)高温焼鈍と急冷の可能な新連続溶融亜鉛めっきラインにより、焼付硬化型超深絞り性合金化溶融亜鉛めっき鋼板を開発した。(5)開発鋼板はフェンダーなどのパネルの薄肉化に適する。

Synopsis:

New cold-rolled sheet steels (including surface-coated sheet steels) with excellent formability and high bake-hardenability suitable for gage-down of automobile exposed panels have been investigated. (1) High temperature annealing above 830°C and subsequent rapid cooling with a Nb-bearing extra-low C steel (Nb(at%)/C(at%)~1.0) provide an intense {111} recrystallization texture favorable for deep drawability and some amount of solute C effective in bake-hardenability. (2) This processing principle has been applied to developing extra-deep drawing cold-rolled sheet steels with bake-hardenability by the use of newly developed continuous annealing lines (KM-CAL) capable of high temperature annealing at approximately 900°C. (3) Organic composite coated sheet steels with similar mechanical properties have been developed by applying a new organic film baked at a low temperature to the continuously annealed sheet steels. (4) Hot-dip galvanized sheet steels with extra-deep drawability and bake-hardenability have been also developed by the newly installed continuous hot-dip galvanizing line capable of high temperature annealing and rapid cooling. (5) These new sheet steels are suitable for gage-down of exposed panels for automobiles such as fenders.

表面処理性(とくに溶融亜鉛めっき性)および成形性(とくに延性)の劣化を避けるのは困難である。この点、微量固溶Cを含有する焼付硬化型高強度鋼板は、Cのひずみ時効硬化現象を利用するので合金元素量を低く抑えることができる。Fig. 1に焼付硬化量(BH)の測定方法および硬化の原理を模式的に示す。鋼板に微量の固溶C(約0.001%)を残置させた状態では、成形時に低い降伏強

* 平成3年8月13日原稿受付

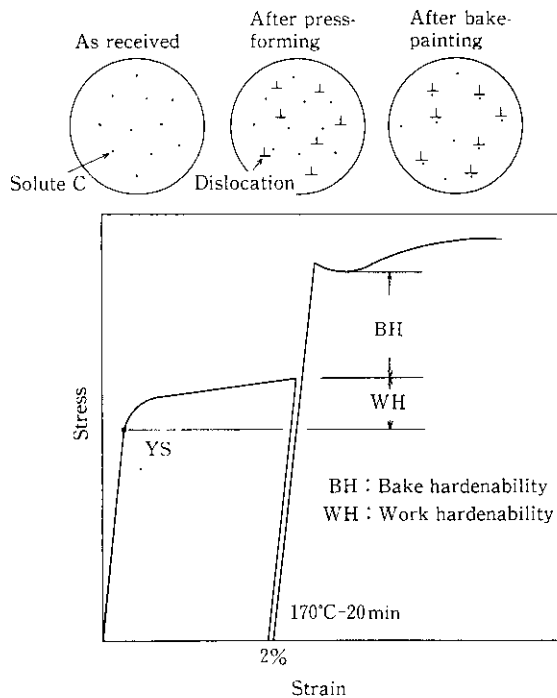


Fig. 1 Schematic illustration showing mechanism of strain age-hardening and measuring method of bake-hardening (BH) in tensile test

度 (YS) を有する。成形による塑性変形で鋼板には転位が導入され加工硬化する。自動車の車体はプレス成形・組立工程を経て塗装工程に入る。このときの焼付塗装で鋼板は約 170°C に加熱される。この加熱により、固溶Cは転位近傍に拡散して転位を固着する。固着された転位は、次に外部より応力がかかっても、焼付塗装以前の変形応力よりもはるかに高い応力でないと、すべり運動すなわち塑性変形しにくい。以上の機構により、焼付硬化型鋼板は、成形時には低強度で、焼付塗装を経た完成車では高強度となる。

しかしながら、鋼板の焼鈍工程の途中で微量でも固溶Cが存在すると、成形性、とくに深絞り性を劣化させる。本報では優れた深絞り性と焼付硬化性を両立させる製造原理^{1,2)}、その冷延製品および表面処理鋼板への応用技術について述べる。

2 製造原理

深絞り性は鋼板の結晶方位に支配される。一般の多結晶鋼板では板面平行に {111} 方位の集積が強いほど深絞り性に優れる。深絞り性は引張試験により測定される Lankford 値 (r 値) で評価される。 r 値が高いほど深絞り成形に有利で、 r 値が約 2.0 を超えた鋼板を一般に超深絞り性鋼板と呼ぶ。

r 値は 2.0 未満であるが、焼付硬化性冷延鋼板の製造方法として以下のものが知られている。第1は低炭素 Al キルド鋼 ($C=0.02 \sim 0.06\%$) を連続焼鈍する方法である^{3,4)}。まず熱間圧延工程において高温巻取処理をする。これによりCは粗大炭化物として、Nは AlN として析出固定される。引き続き冷間圧延し、連続焼鈍することにより、{111} 再結晶集合組織を発達させる。 r 値として、1.5~1.7 の鋼板が製造可能である。炭化物の一部は再結晶焼鈍時に溶解するので、多量の固溶Cが生じる。これを冷却過程の過時効処理にて炭化物として再析出させる。過時効処理条件を制御することで、焼付硬化性に適量の約 0.001% の固溶C量が得られる。これ

より過剰の固溶Cが残存すると、鋼板の延性劣化と耐時効性の劣化が避けられない。第2の方法は $C=0.005 \sim 0.010\%$ の極低炭素 Al キルド鋼を箱焼鈍するものである⁵⁾。熱間圧延工程で低温巻取したこの冷延鋼板を徐熱型の箱焼鈍することにより、 r 値 1.7~1.9 の鋼板が製造可能である。焼鈍の冷却過程ではC量が低いので炭化物が十分析出せず、適量の固溶Cを残存させることができる。

以上二つの製造方法には以下のような欠点がある。

- (1) r 値 2.0 以上の超深絞り性を得るのが困難である。
- (2) 通常の過時効帯のない連続溶融亜鉛めっきラインでは上述の第1の方法は適用できない。

第2の方法は箱焼鈍法を前提としているので、溶融亜鉛めっきするためには2回焼鈍が避けられない。したがって、従来の技術では焼付硬化性と超深絞り性を両立させることは困難であった。また、溶融亜鉛めっきなどの表面処理鋼板の製造に適合するものではなかった。

超深絞り性を得る方法の一つとして、鋼板中のCを安定な $TiC^{6)}$ 、 $NbC^{7,8)}$ として析出固定する方法が知られている。ただし、この鋼板を通常の再結晶焼鈍処理するだけでは焼付硬化性が得られない。Fig. 2 に Ti あるいは Nb 添加極低炭素冷延鋼板の r 値と BH 量におよぼす焼鈍均熱温度の影響を示す。Nb/C (原子比) および Ti^*/C (原子比) が 0.4 以下では、高 BH 性は得られるものの、再結晶時に固溶Cが多量に存在するために低い r 値となる。なお、ここで Ti^* 量とは全 Ti 量から N および S と結合しうる Ti 量を差し引いた量を示す。Nb/C、 Ti^*/C を原子比で約 1 にした鋼板では 850°C 以上の高温焼鈍により、高 r 値と高 BH を両立させることができる。 Ti^*/C が高すぎると、900° の高温でも BH 性を付与することは困難である。

この現象の機構および新製造方法への応用を模式的に Fig. 3 に示す。鋼の基本成分は極低炭素 Al キルド鋼である。C の析出固定のために強い炭化物形成元素を添加する。工業的には Ti と Nb が考えられる。Fig. 2 に示したように、Ti、Nb 添加量はC量に対して厳密に制御する必要がある。Ti は Nb よりも N および S との化合物を形成しやすい。したがって、Nb の方がC量に対する添加量

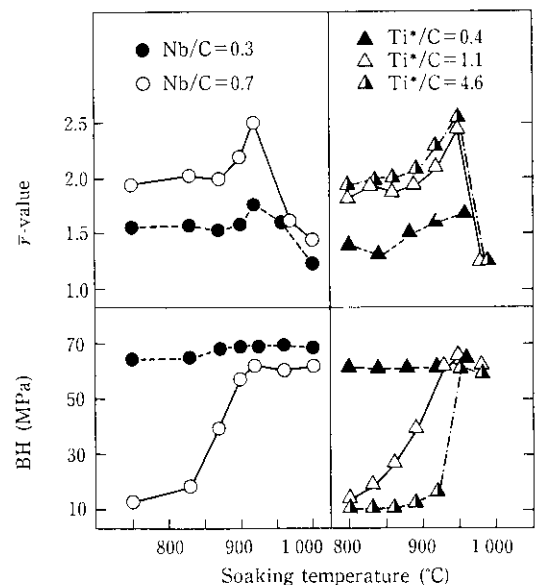


Fig. 2 Effect of soaking temperature on r -value and BH in cold-rolled Nb- and Ti-added extra-low C steels

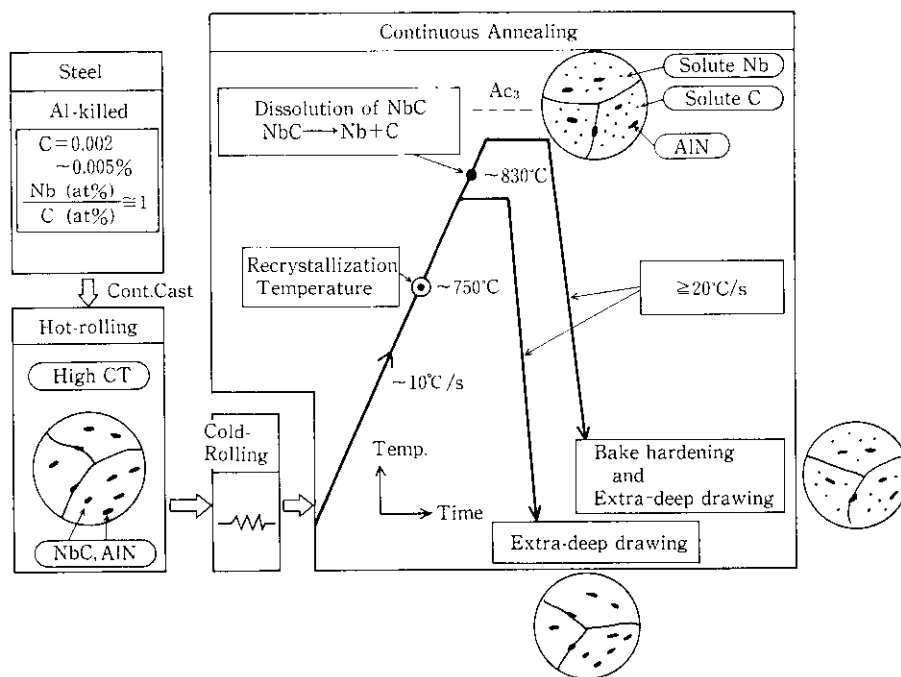


Fig. 3 Processing principle of bake-hardening and extra-deep drawing sheet steel

を制御しやすい。また、Ti 添加鋼より Nb 添加鋼の方が溶融亜鉛めっきのめっき特性に優れる。

Nb/C (原子比) が約 1 の極低炭素 Al キルド鋼を基本成分とし、熱間圧延では 600°C 以上の高温巻取処理を施す。これにより、ほとんどの C を NbC, N を AlN として析出固定する。この熱延鋼板を冷間圧延し、再結晶温度 (約 750°C) 以上に加熱すると {111} 方位に強い集積を持つ再結晶集合組織が得られる。NbC および AlN はこの再結晶温度近傍までの加熱処理では安定である。しかしながら、さらに 830°C 以上の高温に加熱すると NbC は分解し、固溶 C が生じる。この時点では集合組織はほぼ確定しているため、固溶 C の集合組織への悪影響は無視できる。なお、この成分系では AlN は 830°C~900°C の高温焼鈍でほとんど分解しない¹⁾。NbC の分解により生じた固溶 C を製品に残すためには、高温焼鈍後急冷する必要がある。もし徐冷すると、分解した固溶 C は再び NbC などの炭化物として析出固定されてしまう²⁾。以上の製造原理により、焼付硬化性と超深絞り性を兼備した鋼板が製造可能である。

3 焼付硬化型高強度冷延鋼板の製造方法および材料特性

前述の製造原理に基づき実際に製品を製造するためには、解決すべき多くの技術課題があった。とくに、C<0.005% の極低炭素鋼を安定して溶製する製鋼技術^{9,10)} および 850°C 以上の高温で座屈や蛇行せずに高速で通板させる連続焼鈍技術^{11,12)} などの進歩が製品の製造を可能とした。本節ではこれら最新技術を駆使した焼付硬化型高強度冷延鋼板の製造方法とその材料特性について述べる。

転炉—真空脱ガス—連続製造工程により、C 約 0.002% で Nb/C 値を変化させた鋼片を得た。他の成分は、Mn 0.10~0.20, P≤0.02%, S≤0.01%, N≤0.003%, Al~0.04% とほぼ一定にした。これら鋼片を熱間圧延により熱延鋼帯とした。コイル巻取温度は約 680°C であった。引き続き、圧下率約 75% で冷延鋼帯 (板厚 0.7 mm) とし、連続焼鈍ラインで 880°C の高温焼鈍を施した。このと

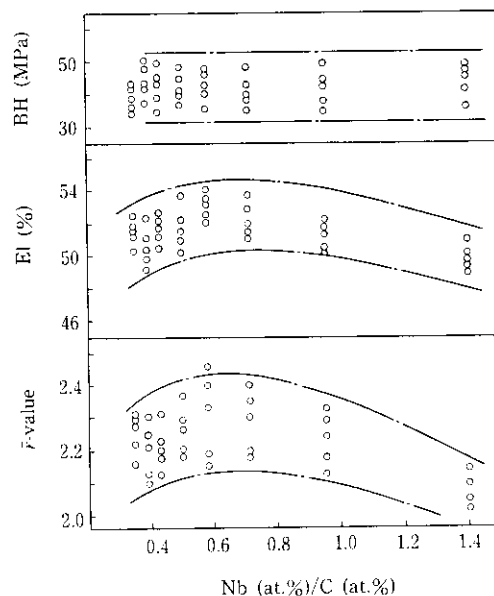


Fig. 4 Relation between mechanical properties and atomic ratio of Nb to C in continuously annealed sheet steels (C~0.002%, soaking temperature 880°C, steel thickness 0.7 mm)

きの平均冷却速度は約 40°C/s であった。Fig. 4 に得られた材料特性と Nb/C (原子比) の関係を示す。BH 量は実験範囲の Nb/C では安定して約 40 MPa であった。r 値および全伸び (El) 特性から判断して、Nb/C 値の適正範囲は 0.5~1.2 である。以上は製品の引張強度 (TS) が 300 MPa 級の材料の工場実験結果である。これ以上の TS レベルの鋼板は、鋼成分として、P などの固溶強化元素を強度に応じて添加することにより製造できることが判明した。

Table 1 に工程的に製造している焼付硬化型高強度鋼板の代表的材料特性を示す。TS が 300 MPa 級および 350 MPa 級のいずれの鋼板も r 値 2.0 以上の超深絞り性と BH 量約 40 MPa の焼付硬化

Table 1 Typical mechanical properties of continuously annealed cold-rolled sheet steels with extra-deep drawability and bake-hardenability

TS grade (MPa)	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	$\bar{r}$	BH (MPa)
300	172	307	51	2.2	43
350	197	352	43	2.1	45

Thickness: 0.7 mm

性を兼備している。

4 焼付硬化型高強度表面処理鋼板の製造方法および材料特性

本節では、表面処理鋼板として近年需要が急増している合金化溶融亜鉛めっき鋼板および有機複合被覆鋼板について述べる。

溶融亜鉛めっきは通常インラインの焼鈍処理後連続的にめっき処理を施す。焼鈍は広義の連続焼鈍法である。前述した連続焼鈍ラインによる焼付硬化型冷延鋼板の製造方法が溶融亜鉛めっき鋼板の製造に適用できる。ただし、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造工程には、溶融亜鉛めっき後約 500°C に再加熱する合金化処理がある。この合金化処理が材料特性におよぼす影響について基礎調査を行った。Fig. 5 に Nb/C および Ti*/C (原子比) が約 1 の冷延鋼板を高温焼鈍して炭化物の一部を溶解させた後、冷却途中の保持温度を変化させたときの BH 量を示す。750°C 近傍で BH が急激に低下する。これは炭化物の再析出に起因する²⁾。また 300°C 近傍の保持でも BH 量がわずかに低下する。これは鉄炭化物の析出に起因する¹⁾。400~600°C の温度範囲での保持処理による BH 量の低下は小さい。したがって、約 500°C 近傍での合金化処理の BH 性への影響は小さいことが推定される。

実際の合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造条件を模式的に Fig. 6 に示す。冷延鋼板の場合と同様、Nb 添加極低炭素冷延鋼板を、連続溶融亜鉛めっきラインにて高温焼鈍し、NbC の一部を溶解させ固溶 C を生じさせる。NbC の再析出を防止するために、600°C までの高温域を急冷する。溶融亜鉛めっき後約 500°C で合金化処理する。この処理では固溶 C 量 (BH 量) はほとんど変化しない。その後、鉄炭化物の析出領域 400~200°C を急冷する。以上の製造条件で、焼付硬化型高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板が製造されている。

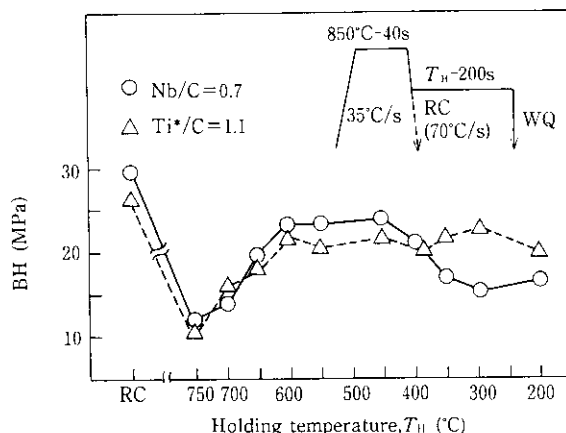


Fig. 5 Effect of holding temperature on BH of rapidly cooled sheet steels after soaked at 850°C

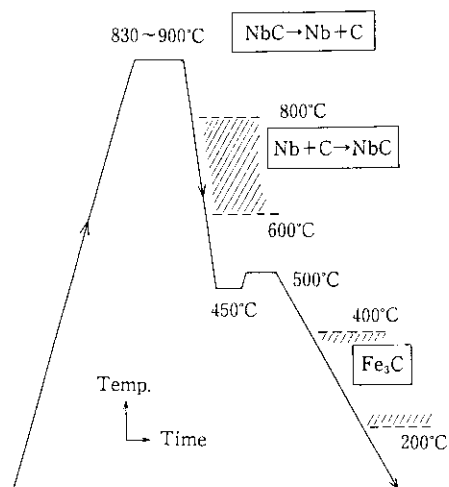


Fig. 6 Schematic illustration showing typical heat cycle of hot-dip galvannealing for extra-deep drawing and bake-hardening sheet steels

Table 2 Mechanical properties of surface-coated cold-rolled sheet steels with extra-deep drawability and bake-hardenability

Steel	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	$\bar{r}$	BH (MPa)
Hot-dip galvannealed	208	357	41	1.9	42
Organic composite coated	196	353	42	2.0	39

Steel thickness: 0.7 mm

る。代表的材料特性を Table 2 に示す。亜鉛めっき鋼板としてはきわめて高い $\bar{r}$ 値と BH 性を兼備した特性が得られている。

次に焼付硬化型有機複合鋼板について述べる。Fig. 7 にそのめっき構成の典型的な例を示す。鋼板側の最近接層は Zn-Ni 合金電気めっきである。このめっきはごく低温で施されるため、鋼板の材料特性への影響は無視できる。しかしながら、最上層の有機塗膜塗布には従来 250°C 近傍の加熱処理が必要であった。この加熱処理に相当する熱処理を焼付硬化型冷延鋼板に加えたときの材料特性を Fig. 8 に示す。素材は連続焼鈍ラインで製造した TS 350 MPa 級

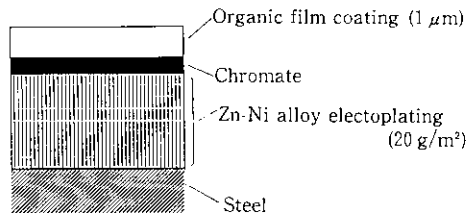


Fig. 7 Cross-sectional configuration of newly developed organic composite coating

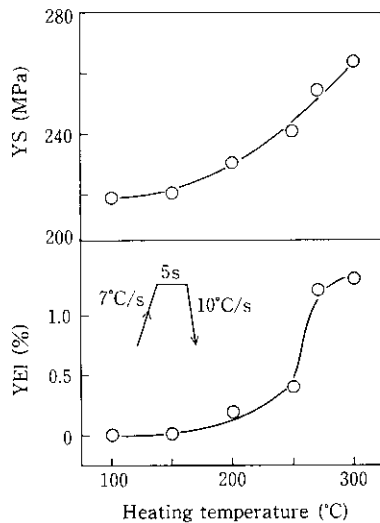


Fig. 8 Mechanical properties of bake-hardening sheet steel as a function of heating temperature at organic film baking

鋼板である。150°C 以上の加熱処理により、降伏点伸び (YEI) および降伏強度 (YS) が上昇し、成形性に問題が生じる。これは連続焼鈍後の調質圧延により導入された転位に固溶Cが拡散し転位が固着されたためと考えられる。換言すれば、自動車用部品として成形される以前の製造工程で硬化したことになる。この結果を受けて、有機塗膜の検討がなされ、従来よりも低い約 150°C で塗布処理が可能な技術が確立された¹⁸⁾。工程的に製造している有機複合被覆鋼板の材料特性を Table 2 に示す。合金化溶融亜鉛めっき鋼板と同様、超深絞り性と BH 性を兼備した特性を有している。これ以外の表面処理技術でも、その製造工程が BH 性を含む材料特性に影響しない方法であれば、原理的にあらゆる表面処理が可能である。

5 ひずみ時効挙動および自動車部品への応用

今回開発した焼付硬化型高強度鋼板は固溶Cを約 0.001% 含有する。固溶Cは侵入型原子として存在し、室温近傍の低温でも拡散しやすい。したがって、固溶Cを利用した焼付硬化型鋼板では、自動車部品に成形する以前に、その材料特性が時効により変化する可能性がある。Fig. 9 に BH 40 MPa の冷延鋼板を 30°C に保持したときの材料特性の変化を示す。冷延焼鈍後調質圧延を施した状態からの YS および EI の変化を ΔYS , ΔEI として示す。30°C での保持が 90 日以内 (約 3 箇月) であれば、材料特性の変化は小さく実用上問題がない。なお、C と同様に N も焼付硬化性の付与に利用しうる。しかし、N は室温近傍での拡散が C より速く、時効による材料

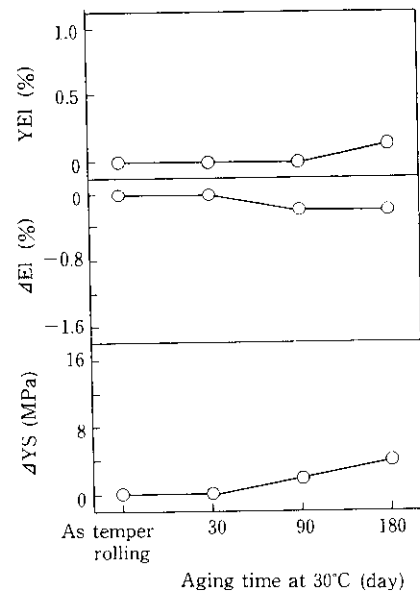


Fig. 9 Change of mechanical properties of bake-hardening sheet steel due to aging at 30°C

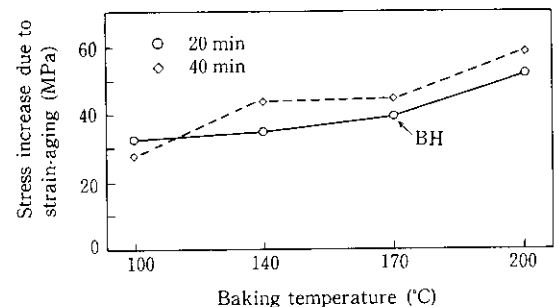


Fig. 10 Stress increment due to strain-aging in bake-hardening sheet steel plotted against heating temperature at bake-painting (pre-strain in stretch: 2%)

特性の劣化が急速に進行する¹⁴⁾。本開発鋼板では固溶Nはきわめて低い量に抑えて、固溶Cを主体に用いている。

焼付塗装後の処理は従来 170°C 近傍の温度で行われていた。近年、省エネルギーなどを目的として、加熱温度の低下が検討、実施されている。また引張試験による BH 量の測定にあたっては 170°C で 20 min の熱処理を施しているが、実際の塗装工程は 2 工程以上あるのが通常で、加熱時間は合計すると 30 min 以上である。BH 約 40 MPa の冷延鋼板を用い、加熱処理の温度と時間を変化させたときの応力昇量を Fig. 10 に示す。なお、引張予ひずみは 2% と一定にした。ひずみ時効による応力上昇量は加熱温度の低下に伴いわずかに低下する。しかしながら、加熱温度を 140°C に低下させても、実際の合計加熱時間に近い 40 min の処理を加えれば応力上昇量の低下はきわめて小さい。したがって、焼付塗装の処理温度を現行よりも約 30°C 低下させても、焼付硬化による強度上昇は十分確保できると考えられる。

自動車車体の軽量化の目的で、ドアアウターなどのパネル用鋼板を薄肉化するためには以下の条件が必須である。薄肉化により成形時にしわや割れなどが発生しやすくなるので、より優れた成形性が要求される。また、薄肉化により耐デント性 (外力に対してへこみ

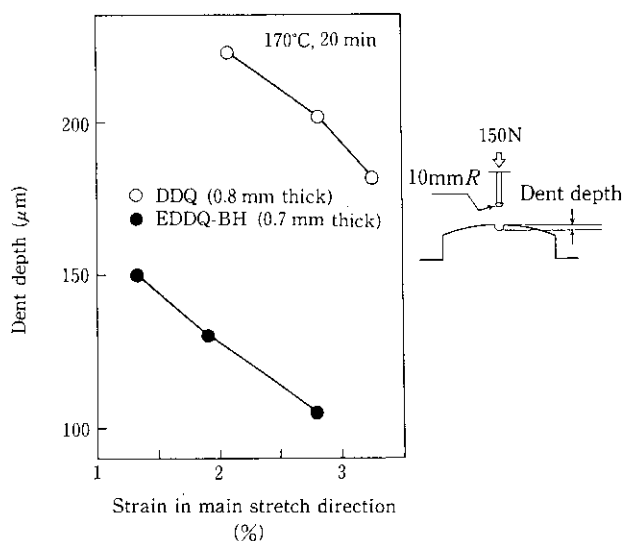


Fig. 11 Dent resistance of bake-hardenable extra-deep drawing quality high strength sheet steel (EDDQ-HSS, 0.7 mm thick) compared with deep drawing quality mild steel (DDQ, 0.8 mm thick)

にくい性質)が劣化するので、これを保証できることが必要である。耐デント性は鋼板板厚のほか鋼板の降伏強度に比例する¹⁵⁾。焼付硬化型鋼板は成形後の焼付塗装による強度、とくに降伏強度の上昇が大きいので、薄肉化しても耐デント性の保証が可能である。Fig. 11に本開発鋼板の耐デント性を示す。試験は板厚0.7 mmのTS 350 MPa級の焼付硬化型高強度鋼板である。比較材として、焼

付硬化性を有しない板厚0.8 mmの軟鋼板を用いた。両試料を図中に示すようなハット型部品にプレス成形するとき、しわ押え力を調整することで主引張ひずみ方向のひずみ量を変化させた¹⁶⁾。成形後直ちに170°C、20 minの焼付塗装相当処理を施した。その後、図中に示す方法で成形品の中央部を押し込んだときの残留変形深さを測定した。焼付硬化型高強度鋼板は比較材よりも薄肉でありながら、耐デント性に優れている。

本開発鋼板の適用例としてPhoto 1にリアフェンダーを、Photo 2にドアアウターを示す。前者は冷延鋼板、後者は有機複合被覆鋼板である。いずれの部品も優れた成形性と耐デント性の両者が要求される。このように本開発鋼板はおもに自動車外板としてアウターパネルに多く使用され、鋼板の板厚低減に、結果として自動車車体の軽量化に寄与している。

6 結 言

自動車車体の軽量化に適した材料として、超深絞り性と焼付硬化性を兼備した冷延鋼板の検討を行い、以下の結果を得た。

- (1) Nb, Tiなどの強い炭化物形成元素を添加した極低炭素鋼に、再結晶温度以上で炭化物を溶解させる高温加熱と、再析出の防止のために急冷処理が可能な連続焼鈍を施すことにより、深絞り性に好ましい強い{111}再結晶集合組織と焼付硬化性に有効な適量の固溶Cの両者が得られる。
- (2) C 0.003%以下、Nb/C(原子比)約1.0の鋼を溶製し、850°C以上の高温焼鈍と30°C/s以上の急冷が可能な連続焼鈍ラインで処理することにより、 r 値2.0以上、焼付硬化量(BH)約40 MPaの冷延鋼板が製造できた。

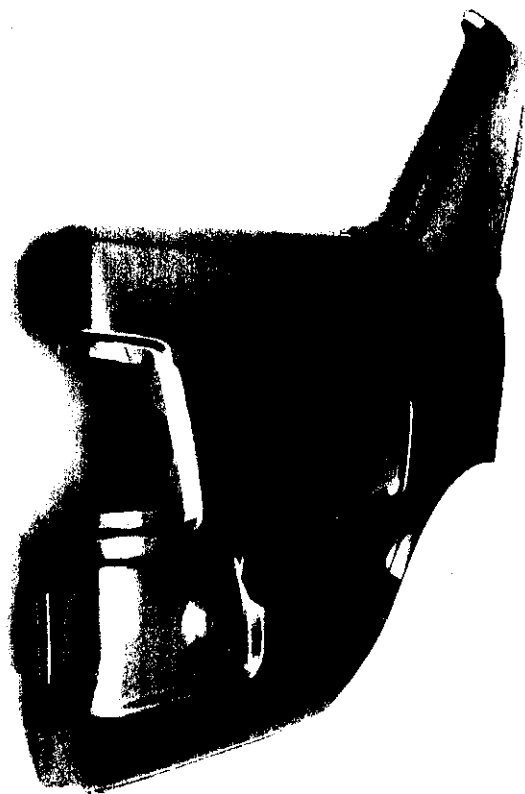


Photo 1 Rear fender panel press-formed by extra-deep drawing and bake-hardening cold-rolled sheet steel

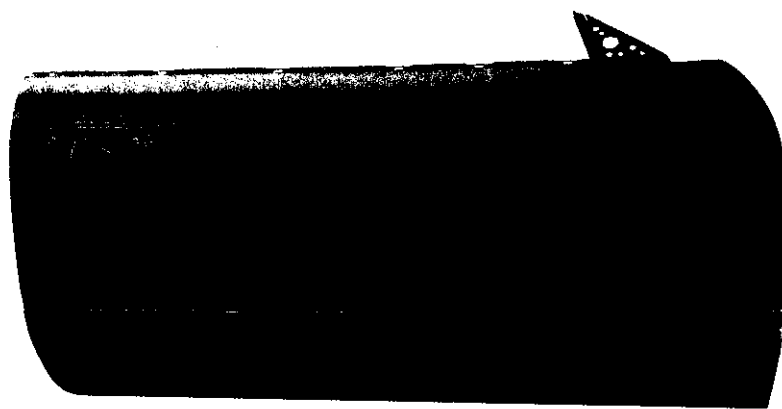


Photo 2 Door outer panel press-formed by organic composite coated sheet steel with extra-deep drawability and bake-hardenability

- (3) 同じ素材を用い、同上の焼鈍が可能な連続溶融亜鉛めっきラインにより、超深絞り性と焼付硬化性を有する合金化溶融亜鉛めっき鋼板を開発した。また(2)の冷延鋼板を用い、かつ低温処理可能な有機塗膜の検討により、同様の材料特性を有する有機複合被覆鋼板を開発した。
- (4) BH量が約40 MPaの鋼板では、室温90日(約3箇月)以内

であれば室温時効による材料特性の劣化がきわめて小さい。

- (5) 焼付塗装の加熱温度を通常の170°Cより約30°C低下させても、ひずみ時効による強度上昇量はほとんど低下しない。
- (6) 本開発鋼板は優れた成形性を有し、かつ焼付硬化性により耐デント性が向上するので、自動車のフェンダーなどのアウターパネルの薄肉化に適用され、自動車軽量化に寄与している。

参考文献

- 1) T. Irie, S. Satoh, A. Yasuda, and O. Hashimoto: Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel, Proceedings of the TMS-AIME symposium, Dallas (USA), (1983), 151
- 2) 佐藤 進, 入江敏夫, 橋本 修: 鉄と鋼, **68** (1982) 9, 1362
- 3) K. Matsudo, T. Shimomura, and O. Nozoe: *Texture of Cryst. Solids*, **3** (1978), 53
- 4) T. Obara, K. Sakata, and T. Irie: Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel, Proceeding of the TMS-AIME symposium, Dallas (USA), Feb. (1982), 99
- 5) A. Okamoto, M. Takahashi, and T. Hino: *Trans, Iron Steel Inst, Jpn.*, **21** (1981), 802
- 6) 福田宜雄, 清水峯男: 塑性と加工, **13** (1972), 841
- 7) R. E. Hook, A. I. Heckler, and J. A. Elias: *Metall. Trans.*, **6A** (1975), 1683
- 8) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 鉄と鋼, **67** (1981), 1962
- 9) 大西正之: 第126・127回西山記念技術講座「高纯净鋼の現状と将来」, (1988), 51
- 10) 森本忠志, 針田 彬, 今飯田泰夫, 内村良治, 熊谷正人: 耐火物, **35** (1983), 59
- 11) F. Yanagishima, Y. Nakazato, H. Shimoyama, H. Sunami, Y. Ida, T. Haga, and T. Irie: *Iron and Steel Engineer*, **60** (1983), 36
- 12) T. Sasaki, T. Hira, H. Abe, F. Yanagishima, Y. Shimoyama, and K. Tahara: *Kawasaki Steel Technical Report*, **9** (1984), 36
- 13) 高尾研治, 大和康二, 森戸延行, 大岸英夫, 恒川裕志, 山根義道: 川崎製鉄技報, **23** (1991) 4, 346
- 14) B. B. Hundy: *Metallurgia*, **53** (1956), 203
- 15) 柚島善之, 野村伸吾, 小久保一郎, 石垣秀生: 塑性と加工, **21** (1980) 229, 168
- 16) M. Kurosawa, S. Satoh, T. Obara, and K. Tsunoyama: *Kawasaki Steel Technical Report*, **18** (1988), 61