

# 討23

## 箱焼鈍法によるパネル用高張力冷延鋼板の製造と冶金的特徴

住友金属工業(株)中央技術研究所 °岡本篤樹, 高橋政司  
本 社 日野貴夫

### 1. 緒 言

乗用車外装パネル用鋼板には、ストレッチャーストレイン防止の上から常温非時効性が、形状性から低い降伏強度が、さらに深絞り性から高い $r$ 値が要求されることが多く、このため箱焼鈍したA1キルド冷延鋼板が一般に使用されてきた。近年、耐デント性の改善のためパネル降伏強度を上げる必要性から、①母材強度の増加、②成形時の加工硬化能(WH性)の増加、あるいは③塗装時の焼付硬化能(BH性)の増加が要求されるようになってきている。この内、①の観点からの高 $r$ 値、40キロ級鋼板がP添加A1キルド鋼の箱焼鈍法により実用生産されているが、母材降伏強度が高いため適用部品によっては成形時の形状性が充分でない場合もある。これに対し、②と③の性質は従来冷却速度の速い連続焼鈍法によるのが有利<sup>1)</sup>と考えられていたが、この場合 $r$ 値が低い欠点があった。

著者らは、徐加熱時のAIN析出による再結晶集合組織管理が可能な箱焼鈍法にて、 $r$ 値が高く、かつ③または②の性質を有した冷延鋼板として、35~40キロ級BHキルド(焼付硬化型)鋼板、および、40キロ級低降伏比複合組織鋼板を開発したので、それらの製造法および冶金的特徴について報告する。

### 2. BHキルド鋼板

#### 2-1. 成分および箱焼鈍条件とBH性

表1に示す鋼AをベースにC, Mn, Si, P, Al量を変えた鋼を実験室にて真空溶解し、冷延後昇温速度 $40^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 、均熱 $680\sim 740^{\circ}\text{C}$ 、4時間、冷却速度 $80^{\circ}\text{C}/\text{h}$ のOCA相当の焼鈍をし、次いで

表1. 供試鋼板の化学成分(wt%)

| Steel | C     | Si    | Mn   | P     | S     | sol. Al | N      |
|-------|-------|-------|------|-------|-------|---------|--------|
| A     | 0.041 | <0.01 | 0.19 | 0.011 | 0.011 | 0.038   | 0.0041 |
| B     | 0.009 | 0.06  | 0.14 | 0.046 | 0.008 | 0.051   | 0.0055 |
| C     | 0.070 | 0.04  | 0.22 | 0.081 | 0.007 | 0.065   | 0.0050 |

1.5%伸び率の調圧を行なった。

BH性は、2%予歪を加え、 $170^{\circ}\text{C}$ 、20分の処理後再引張時の降伏強度の上昇量 $\Delta Y.S.$ より求めた。常温時効性は調圧材を $50^{\circ}\text{C}$ 、3日の加速時効し、引張時の降伏点伸びの大きさから評価した。

BH性に関する結果は図1に示すように、普通C量のA1キルド鋼(鋼A)でもA1変態温度以上で焼鈍すればBH性が増すこと、この場合、低Mn、高Si、高P量ほどBH性は大きいこと、また0.02%以下のC量にすると低い焼鈍温度でも高いBH性が得られることがわかる。これらA1キルド鋼においては、加速時効後の降伏点伸びは0.7%以下であり、実験室における調圧の不安定性を考慮すれば常温非時効性と言える。一方、A1無添加鋼では図1で高いBH性が示されているが、加速時効後の降伏点伸びは1~4%で常温時効性である。

#### 2-2. 固溶C量とBH性

以上の結果に基づき現場溶製した鋼B、鋼Cの熱延板を冷延後実験室にて箱焼鈍を

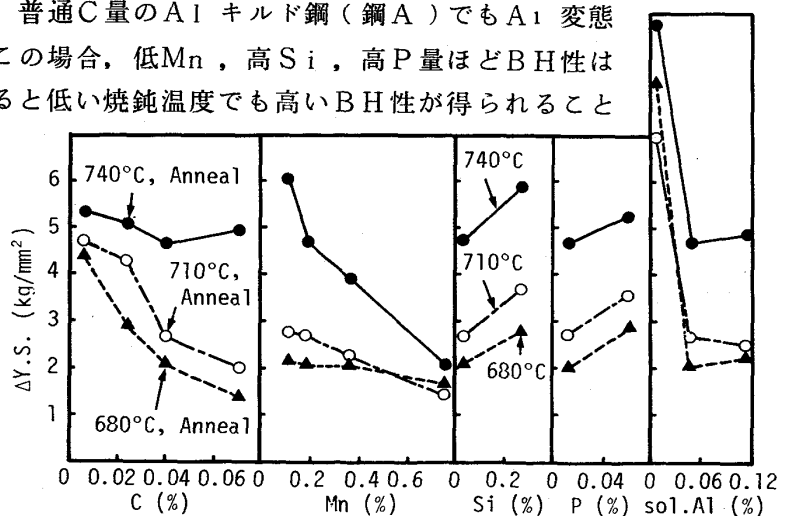


図1. BH性におよぼす鋼成分および焼鈍温度の影響

想定した種々の焼鈍を行ない、内部摩擦によるスネークピークの測定およびBH性の測定を行なった。

焼鈍条件によるスネークピーク高さの変化を図2に示す。参考までに図右に青木らの式<sup>2)</sup>より換算した固溶C量を示す。普通C量の鋼CではA<sub>1</sub>変態温度以上で焼鈍し、かつ冷却速度がOCA並に速い場合にのみ10ppm以上のCが固溶状態で残存している。一方、低C量の鋼Bの場合は、通常のタイトコイル焼鈍並の低い焼鈍温度、遅い冷却速度でも安定して多量の固溶Cが残存している。

図3にはスネークピーク高さの対数とBH性との関係を示す。両者間には鋼別に直線関係が認められ、固溶C量の管理がBH鋼板の製造上重要なことがわかる。鋼B、C以外の鋼についても同様な調査を行なった結果、多くの鋼で図3の鋼Cと同様な関係が認められ、一部の鋼でのみ鋼Bと同様な関係があった。鋼により必ずしも同じ直線関係が得られない理由の一つは、固溶C量とスネークピーク高さの関係が鋼成分や鋼組織により異なることに原因していると思われる。

写真1に光学顕微鏡観察によるセメントナイト分散状態の差を示す。冷延鋼板の再結晶焼鈍時には一般に100ppm近くのCが固溶状態にあるが、 $\alpha$ -Fe<sub>3</sub>C域の焼鈍で粒内に細かいFe<sub>3</sub>Cが分散している場合

(写真1b)には、徐冷時にこれらのCの大部分はFe<sub>3</sub>Cを核にして析出してしまふ。図2との対比から、固溶Cの析出を抑制するには写真1a、cに示すようにFe<sub>3</sub>Cの数を減らすことが必要なことがわかる。

### 2-3. 現場試作結果

低Mn、P添加Alキルド鋼を転炉溶製し、タイトコイルまたはオープンコイル焼鈍炉にて35キロおよび40キロ級BHキルド鋼板を製造した結果を表2に示す。r値が高く、非時効性でかつBH性の大きな冷延鋼板が製造できた。

表2. 現場試作結果 (0.8mm, JIS 5号平均値, BH=ΔY.S.)

|       | Y.S.<br>(kg/mm <sup>2</sup> ) | T.S.<br>(kg/mm <sup>2</sup> ) | El.<br>(%) | Y.P.E.<br>(%) | r    | C.C.V.<br>(mm) | 2%WH<br>(kg/mm <sup>2</sup> ) | BH<br>(kg/mm <sup>2</sup> ) |
|-------|-------------------------------|-------------------------------|------------|---------------|------|----------------|-------------------------------|-----------------------------|
| RBH35 | 20.2                          | 35.9                          | 39.6       | 0             | 1.74 | 36.6           | 4.8                           | 4.0                         |
| RBH40 | 24.4                          | 40.1                          | 38.8       | 0             | 1.94 | 37.2           | 4.1                           | 4.7                         |

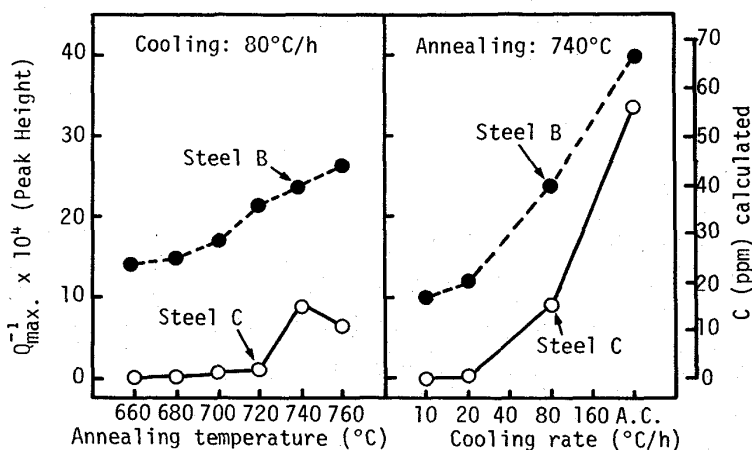


図2. 焼鈍条件とスネークピーク高さとの関係

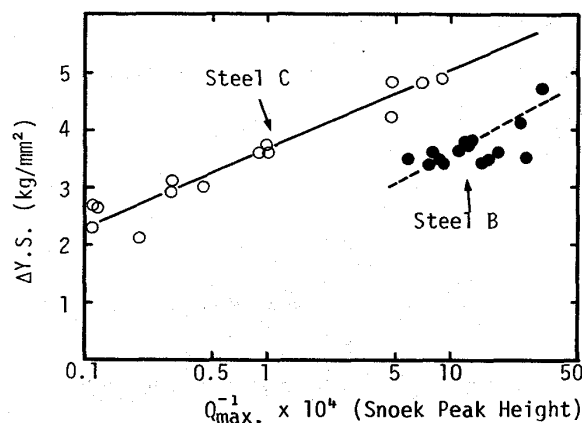


図3. BH性とスネークピーク高さとの関係

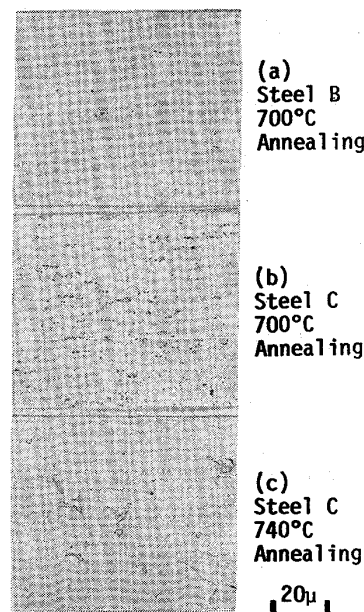


写真1. セメントナイトの形状 (ピクラルエッチ)

## 2-4. 考察

常温時効性もBH性もいずれも格子間原子が塑性変形により導入された転位に偏析し、それを不動化するという歪時効現象であるので、非時効性とBH性を両立させるのは困難と従来は考えられていた。事実、図1のA1無添加鋼ではBH性は大きいが常温時効性であった。しかし、A1キルド鋼の箱焼鈍にて固溶C量を適量残存させることにより常温非時効性とBH性の両立は可能である。

固溶C量の異なるA1キルド鋼板を調質圧延後歪時効した場合、一定量の降伏点伸びが発生し始める時効温度と時間の関係は、Cに関するHundyの式<sup>3)</sup>を使用して近似的には図4に示す直線で表わされるであろう。各直線は固溶C量の差を示し、右上の直線ほど固溶C量が少ない。30°C、1カ月の時効で降伏点伸びが発生しないのを非時効性鋼板、また170°C、20分の時効で降伏点伸びが発生し降伏強度が増加するのをBH鋼板とすると、図中直線⑤および⑥間に降伏点伸び発生限界線をもつよう固溶C量を調整すれば、非時効性かつBH性のある鋼板が製造し得ることになる。この最適固溶Cは10ppm前後と予想される。

以上は予歪一定の場合であるが、降伏点伸びの発生は予歪の与えられ方によっても影響を受ける。図5には、現場試作したBHキルド鋼板を調圧のまま、あるいは調圧後2%の引張予歪を与えた後常温時効性を調べた結果を示す。調圧のままでは降伏点伸びの発生はほとんどないが、さらに引張予歪が与えられていると時効による降伏点伸びの発生および降伏強度の増加が大きい。この差は予変形により導入される転位の分散状態の差に起因し、調圧のように転位が局部的に多量に導入されている場合には、少量の固溶Cの存在下では転位を充分不動化し得ず、降伏点伸びが発生しにくいものと思われる。焼付硬化はプレス成形後の時効現象であるので、転位は比較的均一に存在し、調圧後より降伏点伸びは発生しやすく、常温非時効とBH性を両立させる固溶Cの適量範囲は図4より拡がると予想される。

## 3. 低降伏比複合組織鋼板

0.05% C-2.4% Mn 鋼を $\alpha + \gamma$ 共存域にて箱焼鈍することにより、加工硬化能(WH性)が大きくかつr値の高い低降伏比複合組織鋼板が得られることを以前報告した<sup>4,5)</sup>。今回、低C化および低Mn化することにより、さらに加工性の良好な40キロ級複合組織鋼板が製造できたので、その結果を報告する。

## 3-1. 実験室調査

表3に示す低C-高Mn鋼を転炉溶製し、熱延、冷延後、実験室にて昇温速度40°C/h、均熱4時間、冷却速度80°C/hの焼鈍を行ない、諸特性を調査した。

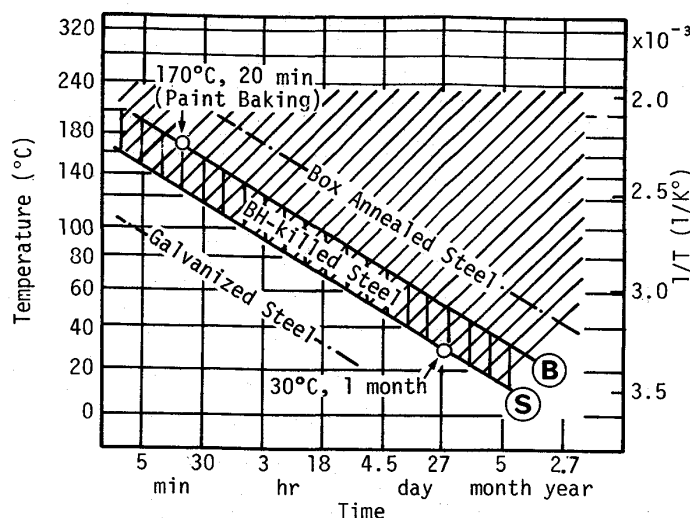


図4. Cによる降伏点伸び発生限界線(模式図)

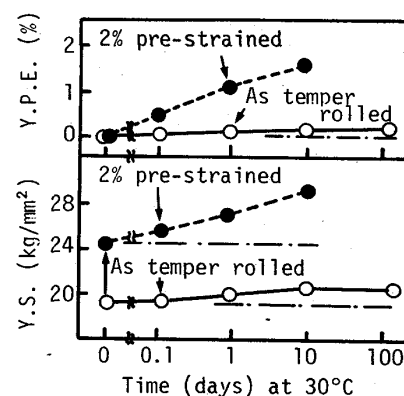


図5. 現場試作鋼板の常温時効性

表3. 40キロ級低降伏比複合組織鋼板の化学成分と現場試作結果(0.7mm, JIS 5号平均値)

| Chemical Composition (wt %) |      |      |       |       |         |        | Y.S.                  | T.S.                  | El.  | Y.P.E. | $\bar{r}$ | C.C.V. | Er.  | 2%WH                  |
|-----------------------------|------|------|-------|-------|---------|--------|-----------------------|-----------------------|------|--------|-----------|--------|------|-----------------------|
| C                           | Si   | Mn   | P     | S     | sol. Al | N      | (kg/mm <sup>2</sup> ) | (kg/mm <sup>2</sup> ) | (%)  | (%)    |           | (mm)   | (mm) | (kg/mm <sup>2</sup> ) |
| 0.022                       | 0.07 | 2.06 | 0.009 | 0.004 | 0.056   | 0.0047 | 17.5                  | 41.7                  | 39.7 | 0      | 1.38      | 27.5   | 10.4 | 9.4                   |

焼鈍温度による機械的性質の変化を以前の0.05% C鋼での結果と比較して図6に示す。低C化により強度が低下し伸びが向上し、かつ焼鈍温度による強度変化が減少し、安定製造が可能となった。 $r$ 値は焼鈍温度の上昇により低下したが、必ずしも集合組織との対応は認められず、マルテンサイト相の存在が $r$ 値に影響を与えているものと推定された。

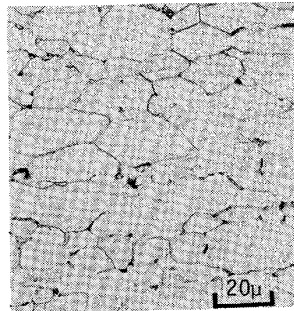


写真2. 光学顕微鏡組織 (710°C焼鈍)

710°Cにて焼鈍した複合組織鋼板の組織例を写真2に示す。フェライト相の他に約2.0%の層状炭化物相と約1.8%のマルテンサイトと推定される相を含んでいる。メスバウアースペクトル測定によると1.4%のオーステナイト相を含んでいた。

### 3-2. 現場試作結果

表3に示すように $r$ 値が高く、かつ加工硬化能の大きな40キロ級低降伏比鋼板がオープンコイル焼鈍法にて製造できた。

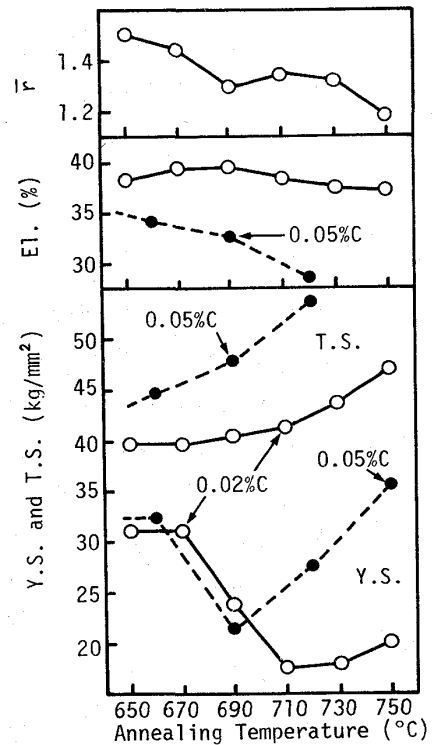


図6. 焼鈍温度の影響

### 4. まとめ

箱焼鈍法による特徴ある高張力冷延鋼板としてBHキルド鋼板と低降伏比複合組織鋼板の製造法を述べた。両製造法とも箱焼鈍の徐加熱時に再結晶とAINの析出を起こし $r$ 値に好ましい再結晶集合組織を形成させる一方で、成分および焼鈍温度の管理により徐冷下でも諸性質が得られるよう調整した。

いずれの鋼板も降伏強度が低いためプレス成形時の形状性は良好で、かつその後の工程で降伏強度が増加するため耐デント性は改善される。これらの内、特に35キロ級BHキルド鋼板は低合金系のため、製造コストの上昇は少なく、かつプレス成形性、化成処理性、点溶接性とも一般鋼板並で、さらに従来の40キロ級P添加鋼板並の耐デント性を持ち得るので、外装パネル用に最も適した鋼板と考えられる。

参考文献 1) K. Araki, K. Nakaoka, M. Abe and N. Ohashi : Proceedings of 9th Biennial Conference of IDDRG, (1976), 39.

2) 青木, 関野, 藤島 : 日本金属学会誌, 26(1962), 47.

3) B. Hundy : JISI, 178(1954), 34.

4) T. Matsuoka and K. Yamamori : Met. Trans. A, 6A (1975), 1613.

5) 高橋, 岡本 : 鉄と鋼, 64(1978), S737.

6) M. Kojima and Y. Hayashi : SAE Preprint 800369, Feb. 1980.