

アンヴィル効果が大きく出る薄い材料または軟い材料の管理にこの方法が向いている。

文 献

- 1) 矢野, 周藤: 鉄と鋼 40 (1954) 9, p. 913~914.
- 2) J. E. O'DONNELL, E. J. RIPLING and R. M. BLICK: : Metal Progress, 81 (1962) 5, p. 67~71.
- 3) 益田: 薄板の曲げ加工 (1958), p. 30~62.

669.146.99-415:669.686.5

多:621.771.2.016.2.014

(119) 低炭素鋼板の熱延条件の歪時効におよぼす影響について

(ブリキの硬度およびフルーチング性に関する研究—II)

東洋製罐東洋鋼板総合研究所

○周 藤 悦 郎

Influence of Hot Strip-Rolling Conditions on the Strain Aging of Low-Carbon Steels.

(Study on the hardness and fluting sensitivity of tinplate—II)

509~511
Etsuro Shuro.

I. 緒 言

巻取温度を高くして結晶粒を大きくすれば軟質の連続焼鈍ブリキを得られるとの想定の下に実験を行なつたところ逆にメッキ後の硬度は高くなつた。その原因を研究して熱延後の炭化物のサイズと分布状態が歪時効におよぼす影響が大きいことが判明したので報告する。

II. 実験方法および試料

同一チャージよりとつた Table 1 の化学成分の 3 種の熱延条件のボトム・コイルを 88% 冷間圧延して 0.24 mm 厚のフープとした。これを前回の報告と同様の方法でモデル連続焼鈍炉による焼鈍, スキンパスを行なつた。高温時効は電気錫メッキ条件 (245°C のパーム油中に 6 s 浸漬後直ちに 80°C 温湯に 2 s 間焼入) で行なつた。電気推抗の測定は電位差計法によつた。その場合の試料は焼鈍後 10% 引張したもので、時効温度は 150°C とした。

III 実験結果および考察

各工程の硬度変化を Fig. 1 に示した。ホット・コイルおよび焼鈍後では巻取温度 595°C が最も硬度が高いが、電気錫メッキ後は最も低くなつている。Fig. 2 に示すようにメッキ後のエリキセン値は巻取温度が低い方がよい。フルーチング性は圧下率 1% のときのみ 595°C

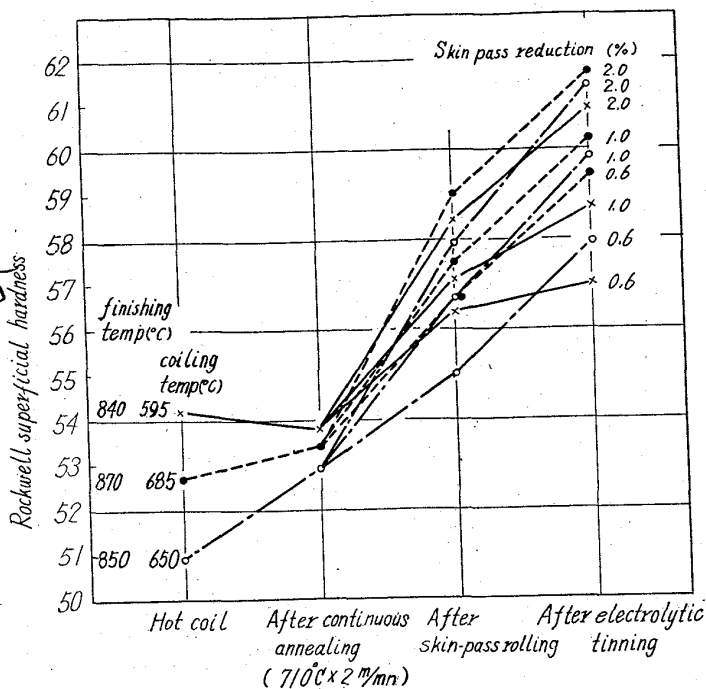


Fig. 1. Hot-rolling conditions and Rockwell superficial hardness of hot coils, after continuous annealing, skinpass rolling and after electrolytic tinning.

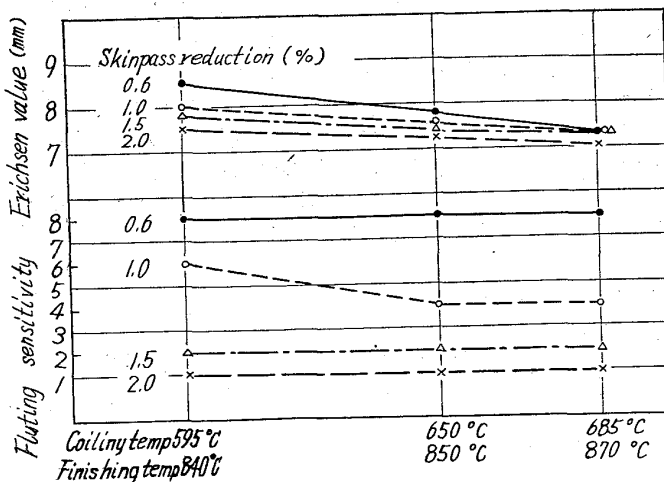


Fig. 2. Hot-rolling conditions and Erichsen value and fluting sensitivity after electrolytic tinning.

がやや大きくその他の場合は巻取温度による差はない。このような現象は過飽和溶質原子によるものと推定して時効による電気抵抗変化率を測定した (Fig. 3)。150°C

Table 1. Hot coils used in this investigation.

Finishing temp. (°C)	Coiling temp. (°C)	A. S. T. M. grain size (No.)	Rockwell superficial hardness (30 t)	C (%)	N (%)	P (%)	S (%)	Mn (%)	Cr (%)	As (%)	Sn (%)
840	595	9	54.2	0.05	0.0024	0.008	0.032	0.38	0.025	0.019	0.021
850	650	8	50.9	0.03	0.0021	0.009	0.015	0.31	0.026	0.017	0.017
800	685	7.5	52.7	0.05	0.0016	0.010	0.023	0.32	0.026	0.025	0.027

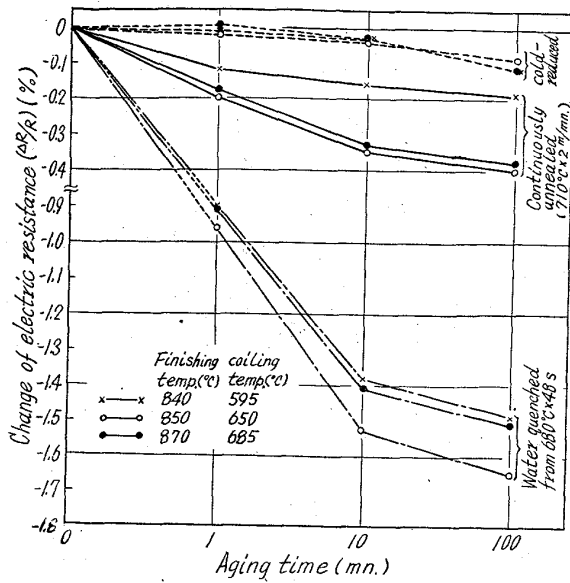


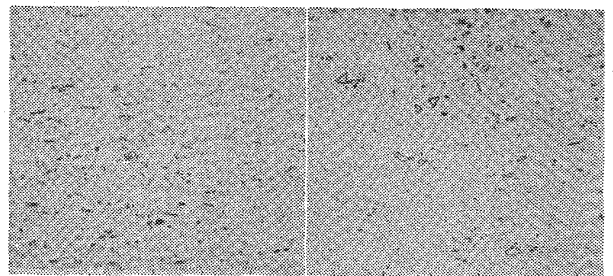
Fig. 3. Change of electric resistance during aging at 150°C in cold reduced, continuous annealed and water-quenched low-carbon steel sheets processed from strips subjected to different hot rolling conditions.

における時効であるから抵抗の変化は固溶Cの析出のみによると考えて差支えない。図より明らかに連続焼鈍後の固溶C量は 595°C のときは、650°, 685°C にくらべて約 1/2 である。すなわち 595°C のときに歪時効による硬度上昇が小さく、エリキセン値も高いのは固溶C量が少ないことによることが確かめられた。また前回は固溶C量が多いほどフルーテング性は大きくなると報告したが、今回はこれとやや矛盾する結果が出た。しかし連続焼鈍後の ASTM 結晶粒度が 595°, 650°, 685°C の場合それぞれ 9.5; 8.0; 8.0; であるので、結晶粒度を考慮にいれば説明はつく。

つきに仕上、巻取温度によつて連続焼鈍後の固溶C量が異なる原因としてつぎの者が考えられる。

- (i) 焼鈍前にすでに固溶C量が異なる。
- (ii) 均熱終了時まで溶体化されたC量が異なる。
- (iii) 焼鈍の冷却サイクルで析出するC量が異なる。

Fig. 3 において冷延後の電気抵抗変化率は巻取温度によつてほとんど差がない。また均熱終了時(水焼入試料)も2倍という固溶C量の差はない。従つて(i), (ii) は本質的な原因とは考えられない。J. F. Butler²⁾ は炭化物が微細に均一分布している方が冷却過程でC原子が拡散により核に析出するまでの平均移動距離が小さいので固溶C量が少なくなると述べているが、本実験でも Photo. 1 が示すように巻取温度が高いと炭化物が粗大で局部的に colony を作つており、一方595°C のときは微細炭化物が均一に分散している。従つて熱延条件による炭化物の分布状態の差が焼鈍後の固溶量の差の原因と考えられる。Fig. 4 は Table 1 とは異なる試料(ただし巻取温度は約 590°C) についてではあるが、均熱温度と電気抵抗変化率および固溶C量との関係を示した。固溶C量は PIRSCH u LÜCKE³⁾ のデータにもとづき



(a) Coiled at 595°C (b) Coiled at 650°C

Photo. 1. Shape and distribution of carbides after continuous-annealing.

×400 (3/5)

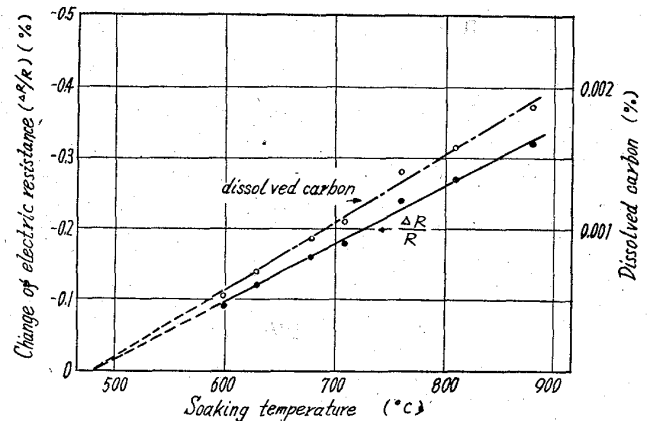


Fig. 4. Continuous soaking temperature (4m/mn) and change of electric resistance after 100mn aging at 150°C and dissolved carbon.

次式によつて計算した。

$$\text{固溶C量 (\%)} = 0.00583$$

$$\times (150^\circ\text{C} \times 100\text{mn 後の電気抵抗変化率\%})$$

急冷開始温度は約 480°C であるので、固溶C量は徐冷速度に比例するということになるが、この場合も均熱温度が高いほど、特に Ac₁ 点を越えた場合は炭化物またはパーライトが粗大化し分布が不均一になつて粒界に析出することが、均熱温度が高いほど固溶C量が多いことの主因と考えられる。

IV. 結 言

熱延の巻取温度が高いと炭化物が粗大化し、分布が不均一になるので連続焼鈍後の過飽和固溶C量が多くなる。そのため焼鈍後では巻取温度が低い方が結晶粒が小さいので硬度は高いにもかかわらず、スキンプラス・錫メッキ条件で高温時効後は逆に硬度は低くなる。またエリキセン値も同じ理由で巻取温度が低い方が良い。フルーテング性は原則として固溶C量と結晶粒度が大きいほど大きくなるが、本実験では巻取温度が低い方がわずかに大きくなる傾向を示した。

文 献

- 1) 周藤: 鉄と鋼, 48 (1962) 11, p. 1379~1380.
- 2) J. F. BUTLER: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met & Pet. Eng., 224 (1962) 2, p.

89~96.

2) W. PITSCH u K. LÜCKE: Arch. Eisenhüttenw., (1956) 1, p. 45.

669, 146, 99-415, 669, 68%
~~686, 5, 620, 172, 22.~~

(120) 低炭素鋼板の降伏点伸びに関する検討

(ブリキの硬度およびフルーチング性に関する研究—Ⅲ)

東洋製鐵東洋鋼板綜合研究所

○周 藤 悦 郎

Study on the Yield-Point Elongation of Low-Carbon Steels.

(Study on the hardness and fluting sensitivity of tinplate—Ⅲ)

Etsuro SHUTO.

I. 緒 言

フルーチング性は降伏点伸びと密接な関係がある。時効後の降伏点伸びがスキンプラス圧下率を高くすると小さくなる原因について Hundy のマクロ残留応力説が一般に信ぜられているが、最近これに批判的な報文¹⁾が 2, 3 見受けられ、ミクロ残留応力の方が重要なことが力説されるようになった。しかし後者の概念もあまり明瞭でない。また歪過時効では降伏点伸びが減少することがある。これらのことを考慮にいれて降伏点伸びを支配する因子について検討した。

II. 試料および実験方法

Table 1 の化学分析値の 2 種の冷間圧延コイル (板

厚 0.24 mm) を用いて、Table 2 に記すように各種の熱処理条件で焼入および歪時効用試料を作成した。降伏点伸びの測定は 5 号試験片と川鉄式 SE 型精密伸び計によつた。引張速度は 10 mm/mn である。マクロ残留応力測定は桑原²⁾の方法によつた。Table 2 の処理を行なつたのち、抗張力、下降伏点、降伏点伸びおよびロックウエル表面硬度を測定した。

III. 実験結果および考察

テスト No. 13, 15 の試料につき板厚方向の最大残留応力差と硬度、スキンプラス圧下率、降伏点伸びとの関係を Fig. 1 に示した。これより最大マクロ残留応力差はスキンプラス圧下率よりもむしろ硬度に支配され、また降伏点伸びとも関連がないことが判る。なお本図のたとえば sample No. 2 は Table 2 の test No. 2 の条件で焼鈍された試料であることを意味する。つぎに Fig. 2, 3 より (抗張力—下降伏点) と降伏点伸びとに相関がありそうなので、全試料につきスキンプラス圧下率別にプロットした結果が Fig. 4 である。本図より本実験の範囲内では N%, 焼鈍時効条件にかかはらず、降伏点伸びはスキンプラス圧下率と (抗張力—下降伏点, によつて 1~2 の例外を除けば ±1% の誤差内で決められることが明らかになつた。スキンプラス圧下率が高くなると曲線が下の方に移るので降伏点伸びが小さくなる。これは Fig. 5 のごとく最大荷重が同一線上にあるよう歪一応力線図をならべるときスキンプラス圧下率が高いほど曲線部は上部に移る。すなわち歪硬化係数が小さくなるためであろう。すなわち本図において (抗張力—降伏点) が決まると A—A 線と a, b, c 曲線との交点より各スキンプラス圧下率に対する降伏点伸びが求まることになる。このように降伏点伸びに対しては降伏点のみでなく抗張

Table 1. Chemical composition of samples (in wt%).

Marks	Steels	C	N	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	As	Sn	Si	sol. Al
A	Rimmed	0.06	0.0019~0.0025	0.46	0.012	0.029	0.10	0.038	0.042	0.022	0.016	0.01	0.000
B	Capped	0.09	0.0108	0.51	0.011	0.020	0.08	0.027	0.022	0.029	0.012	0.01	0.001

Table 2. Annealing and aging conditions of samples.

Test No.	Steel	Annealing and aging conditions.
1	A	650°C×6h batch annealing
2	A	No. 3+350°C×150 mn heating and slow cooling
3	A	680°C×2 m/mn continuous annealing
4	A	900°C× " " "
5	B	720°C× " " "
6	A	580°C×6h batch annealing
7	A	580°C×1h " "
8	A	450°C×0; 0.5; 1; 1.5; 5; 15; 100 mn shelf treatment with base cycle of 680°C×2 m/mn continuous annealing
9	A	600, 680, 710, 760 810, 880°C×4 m/mn continuous annealing
10	A	No. 9+350°C×60 mn heating and slow cooling
11	A	680°C×48 s soak and water quenching and then 10 ⁻¹ , 3×10 ⁻¹ , 10 ⁰ , 3×10 ⁰ , 10 ¹ 3×10 ¹ , 10 ² , 10 ³ mn aging at 150°C
12	A+B	No. 1~7+250°C×10 ³ mn heating and slow cooling
13	A+B	No. 1~5+1.2% skinpass and 25, 50, 100°C×180 day aging
14	A	No. 4+1.2% skinpass and 10 ⁻¹ , 10 ⁰ , 10 ¹ , 10 ² , 10 ³ mn aging at 250°C
15	A	No. 1~4+2.0% skinpass and 25, 50, 100°C×180 days aging