

よび一次空気流量を増すにつれて大きくなるが、やや飽和する傾向を示した。しかしその範囲はほぼ油中浸漬焼入から空中放冷の間にわたっており非常に大きいことが明らかになった。

文 献

- 1) 抜山, 棚沢: 日本機械学会誌, 4 (1938) 14, p. 128
- 2) 抜山, 棚沢: 日本機械学会誌, 4 (1938) 15, p. 134
- 3) W. TRINKS: Industrial Furnaces, 1 (1951), p. 401
- 4) 富岡: 神戸製鋼, 2 (1952) 3, p. 127

低炭素薄鋼板の連続焼鈍後の硬度について*

周 藤 悦 郎**

On the Hardness of the Low Carbon Steel Sheet after Continuous Annealing

Etsuro SHUTO

Synopsis:

The effects of the hot rolling condition, soaking temperature and line speed on the hardness of the low carbon steel sheet after continuous annealing and electrolytic tinning were studied, and the relations between these processing conditions and the grain size, the carbide distribution and the approximate dissolved carbon content measured by the electric resistivity method were discussed. It was made clear that the uniformity in hardness obtained in the continuously annealed low carbon steel was mainly due to the mutual cancellation between the effects of grain size and of dissolved carbon content.

It was concluded that the line speed was an effective factor for the hardness control.

(Received 25 July 1963)

I. 緒 言

近時ブリキや亜鉛鉄板の原板に対して連続焼鈍法が広く採用されるようになってきたが、本法によるものは箱型焼鈍法によるものにくらべて硬く、かつメッキ後の高温歪時効によつて fluting (板を円筒に丸めたときの腰折れ) を起こしやすいという特徴がある。その原因は均熱時間または最高加熱時間が短く、冷却速度が大きいため、一般に結晶粒が小さく、固溶C量が多くなることによると考えられている¹⁾。しかし著者は連続焼鈍試験炉によつて諸種の実験を行ない、とくにホット・コイルの熱間圧延後の巻取温度を上げるとか、連続焼鈍時の均熱温度を高くすることなどによつて結晶粒の粗大化を図つたが、箱型焼鈍の場合から期待されるほどの軟らかい板を得ることができなかつた²⁾。従来連続焼鈍後の硬度については、最高加熱温度、時間、徐冷速度、急冷開始温度などの影響については比較的多くの実際的データが発表されている^{3)~4)}にもかかわらず、結晶粒の大きさや固

溶C量などの冶金学的因子を基礎とした研究はほとんど行なわれていない。したがつて前述のような軟らかい板を得ることができなかつた理由についても説明できなかつた。そこで著者は電気抵抗法によつて焼鈍後の近似固溶C量を求め、結晶粒の大きさと固溶C量の相互関係およびこれらの連続焼鈍後の硬度におよぼす影響などについて検討し、軟質の連続焼鈍板を製造することが本質的に困難な理由、また従来文献⁵⁾でしばしば報告されているように、連続焼鈍板の硬度が箱型焼鈍板のそれにくらべて、いつそう均一である理由などについても明らかにすることができたので、以下に報告する。

なお本研究はブリキを主対象として実施したものであり、ブリキの諸機械的性質のうちでは、ロックウェル表面硬度 (30T) が実用上一般に基準として慣用されている⁶⁾ので、硬度に主体をおいて論述することにした。

* 昭和37年10月本会講演大会にて発表

昭和38年7月25日受付

** 東洋製缶東洋鋼鋸綜合研究所, 工博

II. 実験方法

厚さ約 0.24mm, 巾 100mm の Table 1, 2 に示す冷間圧延鋼ストリップ (冷延率約 90%) を連続焼鈍試験炉で焼鈍した。本試験炉は水平式で, 加熱, 均熱, 徐冷お

よび急冷帯よりなり, 約 480°C から室温付近までの急冷は循環冷却圧送された保護ガス (H₂: 5~8%, N₂: 残り) をノズル板の小孔より噴出させてストリップにあてるジェット冷却方式をとった。Table 3 にライン速度と各帯通過時間の関係を示したが, 炉の構造上各帯の通過

Table 1. Grain size, Rockwell superficial hardness and chemical composition of hot coils finished and coiled at different temperatures.

Coil No.	Finishing temp. (°C)	Coiling temp. (°C)	A. S. T. M. grain size No.	Rockwell superficial hardness (30T)	Chemical composition (in wt%)							Remarks	
					C	N	Mn	P	S	As	Sn		Cr
1	840	595	9	54.2	0.05	0.0024	0.38	0.008	0.032	0.019	0.021	0.025	Coils for hot rolling condition test Picked up out of field running coils
2	850	650	8	50.9	0.03	0.0021	0.31	0.009	0.015	0.017	0.026		
3	870	685	7.5	52.7	0.05	0.0016	0.32	0.010	0.023	0.025	0.027		
4	840*	590*>	—	—	0.05	0.0023	0.43	0.010	0.032	0.022	0.017		

* estimated.

Table 2. Chemical composition ranges of 25 coils for the test on the effect of soaking temperature (in wt%).

C	N	Mn	P	S	As	Sn
0.03	0.0014	0.28	0.006	0.012	0.011	0.008
~	~	~	~	~	~	~
0.09	0.0045	0.44	0.026	0.043	0.030	0.037

時間の比は一定となっている。ストリップ温度は, ストリップに直接アルメル・クロメル熱電対を溶接して電子管式自動温度記録計 (記録ペン速度: 3 s full scale) に記録せしめた。ライン速度 4m/min で均熱温度を変えた場合の記録線図の例を Fig. 1 に示した。

箱型焼鈍は試験マックル炉で同様の保護ガスを用いて行なつた。スキンパス圧延はロール直径 250mm の小型

Table 3. Continuous annealing cycle.

Line speed (m/min)	Heating time (sec)	Soaking time (sec)	Slow cooling time (sec)	Slow cooling rate (°C/sec)	Rapid cooling time (sec)	Rapid cooling rate (°C/sec)	Total annealing time (sec)
2	60	48	60	4	48	15	216
4	30	24	30	8	24	30	108
6	20	16	20	12	16	45	72
Note	—	—	—	In case of soaking temperature 720°C	—	from 480°C to 100°C	—

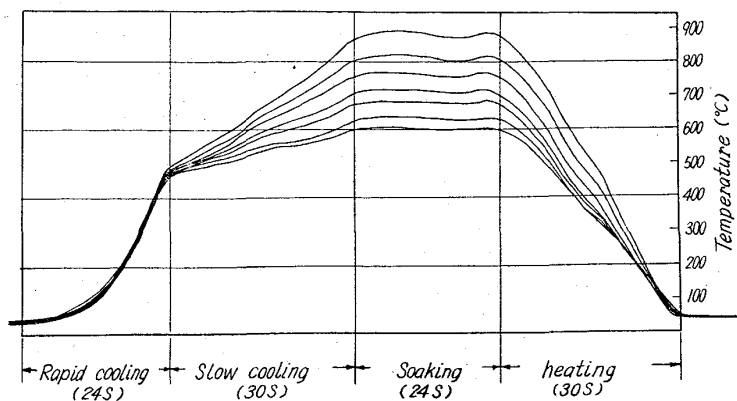


Fig. 1. Recorded diagrams of annealing cycles for different soaking temperatures at the line speed of 4 m/min.

2段圧延機で行ない, 圧下率はケガキ法によつて精密測定した。電気錫メッキ条件での歪時効は 245°C × 6sec のパーム油中浸漬によつて行なつた。硬度は Wilson 社製ロックウェル表面硬度計 (荷重 30kg, 1/16in鋼球) によつて測定した。

電気抵抗変化率の測定は電位差計方式によつて行ない, 0.01% の測定精度を得るため, 測定試料および Dummy 抵抗などは 0 ± 0.1°C に温度調節された油浴中に浸漬した。測定試料は焼鈍後 10% 引張加工したのを用い, これの 150°C × 100min 歪時効後の電気抵抗変化率を求めた。本実験で電気抵抗変化率に影響を

およぼすと考えられる主な因子は次の4者である。

(イ)固溶N量, (ロ)格子欠陥, (ハ)固溶C量, (ニ)析出炭化物
(イ)の固溶N量の影響については, 純鉄での 150°C における N(Fe₁₆N₂) の平衡固溶量は 0.003% とされている⁹⁾。しかし Mn を 0.1% 以上含む場合は, N原子が Mn 原子周辺に固溶状態で偏析する傾向が強くて窒化鉄としての析出が非常に遅延される^{7)~8)}。ゆえに本実験で電気抵抗を測定した試料の Mn% は 0.31~0.43, N% は 0.0016~0.0033 であつて, しかも比較的急冷されているので, N原子の大部分は固溶状態にあつて, また 150°C × 100min の時効によつて析出はほとんど起こらないと考えられる。したがつて固溶N量は電気抵抗変化率にほとんど影響を与えないとみて差支えあるまい。

(ロ)の格子欠陥の影響については, 市販純鉄板を湿水素気中で完全脱炭, 脱窒処理したものを上記の方法で電気抵抗変化率を測定したところ -0.02% であつた。これは主として引張加工によつて発生した格子欠陥の時効による回復にもとづくものと考えられる。

(ハ)の固溶C量については, PITSCH⁹⁾らによつて次の関係式が報告されている。

$$\text{固溶C量}(\%) = 0.365 \cdot \frac{\rho_A - \rho_{Fe}}{\rho_{Fe}} \dots\dots\dots (1)$$

ここに ρ_{Fe} : 純鉄の比抵抗, ρ_A : 純鉄に C を添加した試料の水焼入れ後の比抵抗

すなわち電気抵抗の 1% の増加は, 固溶C量 0.00365% の増加に相当することになる。純鉄の 150°C の平衡固溶C量は約 $1.5 \times 10^{-5}\%$ とされており¹⁰⁾非常に少ないので, 本実験のように 150°C での時効による電気抵抗変化率を対象とする場合は, (ニ)の析出炭化物の影響を考慮にいて (1) 式を補正する必要がある。PITSCH⁹⁾らは純鉄に C のみを添加した水焼入れ試料を 4.8% 引張加工のち 149°C で時効したときの電気抵抗の変化を測定した。この試料の初の固溶C量と, 析出のほとんどが終了する時間である 100min 時効後の電気抵抗変化率から次の関係式がえられる。

$$\text{(近似)固溶C量}(\%) = 0.58 \times 10^{-2} \times \text{電気抵抗変化率}(\%) \dots\dots (2)$$

本式は格子欠陥の回復と, 析出炭化物の影響をふくめた (1) 式の補正式である。しかし析出炭化物によつて電気比抵抗は増加するが, その割合は析出物の形状によつて変り一様でない。よつて (2) 式はあくまで近似的なものであるが, 現在利用できる唯一のデータであるので, この式によつ

て計算したものを近似固溶C量とよんで以下の推論を進めることにする。

III. 実験結果

1. 熱延条件の影響²⁾

同一チャージのリムド鋼スラブ(ボトム材)からとくに巻取温度を変えた3種の熱延条件で試験用ホット・コイルを作製した。その結晶粒度, ロックウェル表面硬度, 化学組成は Table 1 に示すとうりであつて, 純度は巻取温度 650°C の No. 2 コイルが最も優れている。したがつて結晶粒は巻取温度が高いほど大きくなるにもかかわらず, 硬度は No. 2 コイルが最も低いのは純度のためと考えられる。これを冷間圧延後, 710°C × 2m/min で連続焼鈍し, つぎに圧下率 0.6, 1.0, 1.5, 2.0% でスキンパスしてから, 電気錫メッキ条件で高温歪時効処理を行なつた。Fig. 2 に示すように, 熱延後と連続焼鈍後の間で, 巻取温度 595°C のときは硬度が低下し, 650 685°C のときは増加するので, 硬度差が焼鈍後は縮まるが, その順位は変わらない。しかしメッキ後の硬度は, 歪時効による増加が巻取温度の最も低い 595°C コイルがとくに小さいため, 巻取温度の上昇とともに高くなつていく。焼鈍後の顕微鏡組織は Photo. 1-(a), (b), (c) (d) に示すとうりであつて, 巻取温度の高い No. 2 コイル (No. 3 コイルもほぼ同様の組織を示す) のほうが

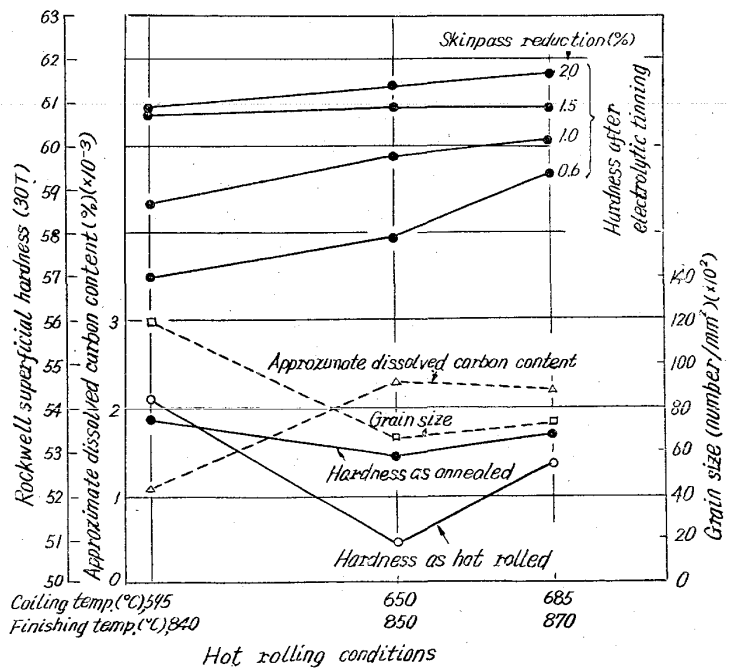


Fig. 2. Effects of hot rolling conditions on hardness, grain size and approximate dissolved carbon content.

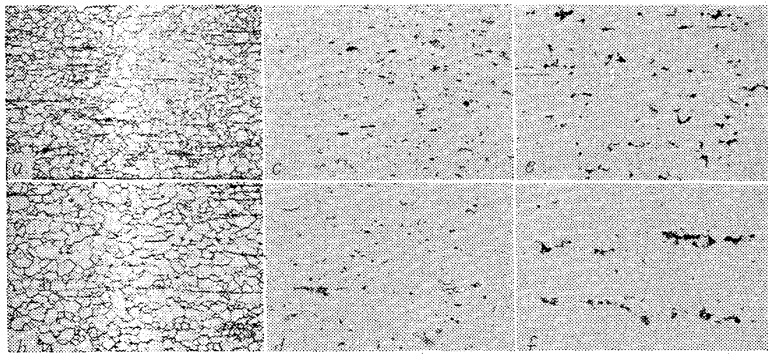


Photo. symbol	(a)	(b)	(c)	(d)	(e)	(f)
Coiling temp. (°C)	595	650	595	650	595	650
Soaking temp. (°C)	710	710	710	710	810	810
Line speed (m/min)	2	2	2	2	4	4

Ordinary microstructure. Etchant: 5% nital and 5% picral ×200
 Carbide distribution. Etchant: 5% picral ×400

Photo. 1. Ordinary microstructure and carbide distribution after continuous annealing.

結晶粒が大きく、炭化物も粗大化している。したがって結晶粒が大きく、不純物が最も少ない点からは650°C コイルが最も軟らかくなければならないのに、メッキ後の硬度が 595°C コイルよりも高くなるのは、歪時効硬化量がより大きいためであつて、これは固溶C量またはN含有量と関連があると推測される。

よつて電気抵抗法によつて焼鈍後の近似固溶C量を求めた。その結果は Fig. 2 に示すとうりであつて、650, 685°C コイルの近似固溶C量は 595°C コイルのその約2倍であることが判明した。一方N含有量は 595°C コイルが最も多い。したがつて 595°C コイルの歪時効硬化がとくに小さいのは、主として固溶C量が他の2コイルよりも少ないためと考えられる。また各コイルの焼鈍後の硬度が近接しているのは、Fig. 2 から容易にうかがわれるように結晶粒の大きさと固溶C量の両効果の相殺作用によるためと思われる。なお1.0% スキンパス、電気錫メッキ後のエリキセン値は、No. 1, 2, 3 コイルについてそれぞれ 8.0, 7.6, 7.2mmであつて、巻取温度が高くなるほど低下している。これも歪時効のさい固溶C原子の転位への偏析にともなう延性の低下が、巻取温度が高いほうがはなはだしいことが寄与しているためと考えられる。

2. 均熱温度の影響²⁾

Table 2 に示す化学成分範囲の熱延条件の異なるコイルを含む 25 コイル (リムド鋼およびキャップド鋼) をとり、均熱温度をかえて連続焼鈍 (4m/min) および箱型焼鈍 (加熱 2~3hr, 均熱 3hr, 200°C までの冷却 8~10hr) を行なつた。均熱温度と焼鈍後の硬度との関係

を Fig. 3, 4 に示した (図中には試料不足のためプロット数が 25 点に満たない均熱温度もある)。これより焼鈍方式によつてつぎの諸点が異なることが判明した。

- (イ) 再結晶温度は連続焼鈍のほうが約100°C 高い。
- (ロ) A_{c1} 点をこえて 810°C までの間にわずかな硬度増加が認められる。
- (ハ) 連続焼鈍のときは、巻取温度が高いコイルの硬度は、低いコイルにくらべて再結晶開始までは低い傾向にあるが、再結晶後は高くなりこの傾向は均熱温度が高いほどいぢるしい。一方箱型焼鈍のときは、均熱温度にかかわらず巻取温度が高いほうが硬度は低い。
- (ニ) 通常現場で採用される均熱温度 (約 650~700°C) での硬度のバラッキは連続焼鈍のほうが少なく、箱型焼鈍の約 1/2 である。

(イ)の現象については、加熱速度と均熱時間が関連すると思われる。作井¹¹⁾らは、均熱時間が 0 sec のときでも加熱速度の大きいほうが、再結晶温度は高くなる事実をみいだしている。したがつて加熱速度が大きくなると

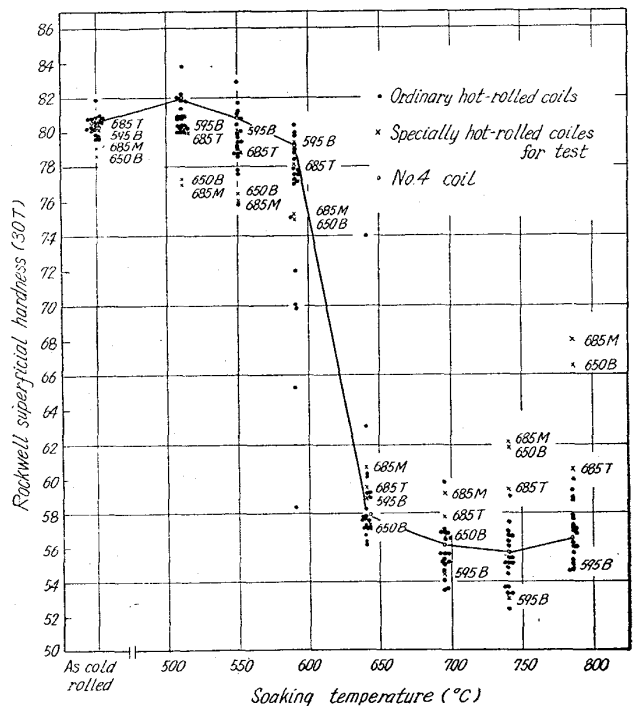


Fig. 3. Relation between the soaking temperature of continuous annealing and the hardness after annealing. The numbers in the figure represent the coiling temperature (°C). T, M and B denote respectively top, middle and bottom of the ingot.

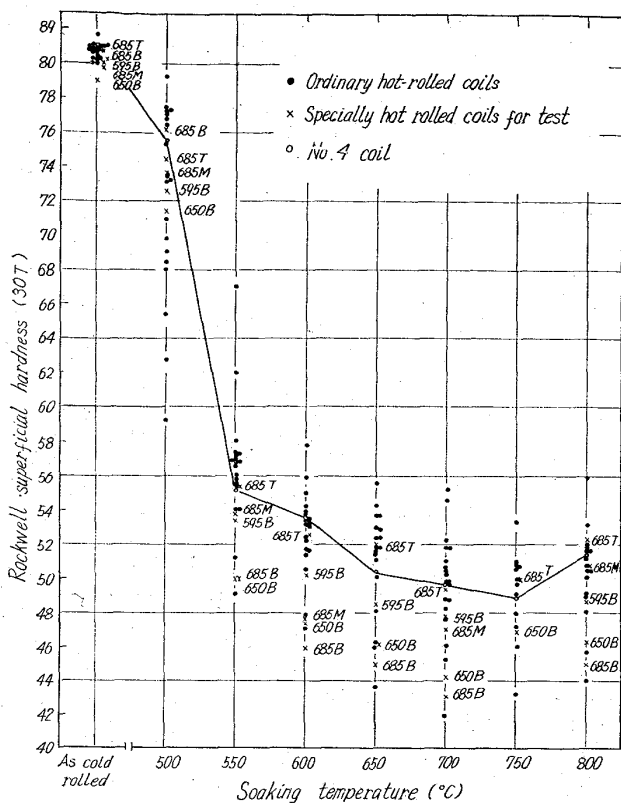


Fig. 4. Relation between the soaking temperature of batch annealing and the hardness after annealing. The numbers in the figure represent the coiling temperature ($^{\circ}\text{C}$). T, M and B represent respectively top, middle and bottom of the ingot.

再結晶核がより高い温度で生成することが、この現象の一因と思われる。また瀬川ら⁴⁾は、約 30 sec で 600°C まで加熱した場合、均熱時間 30 sec では再結晶はほぼ不完全であるが、5 min のときは完全再結晶したというデータを発表している。したがって均熱時間の影響も大きい。

(ii)については、MOHRI³⁾は $\text{C } 0.094\%$ の試料について類似の現象をみとめて、その原因は A_1 点をとおつて早く冷却されるのでフェライト結晶粒が微細化するためであると考察した。しかし本実験では Table 4 に示すように、大部分の試料が A_1 点通過の有無にかかわらず均熱温度が高くなるとともに一様に結晶粒も大きくなっている⁴⁾。これは試料の大部分の C 含有量が $0.03 \sim 0.06\%$ の範囲にあつたためと考えられる。したがって本現象の原因として結晶粒微細化以外の因子、すなわち固溶 C 量が関連すると推測した。そこで代表として No. 4 コイルについて電気抵抗変化率を測定したところ、Fig. 5 に示すように近似固溶 C 量は均熱温度とともに直線的に

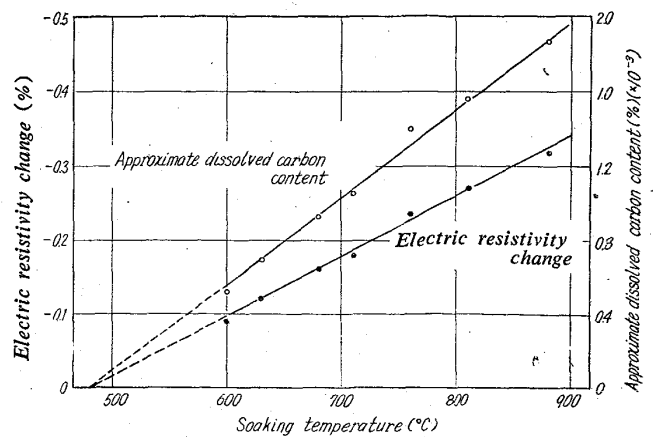


Fig. 5. Approximate dissolved carbon content estimated from the change of electric resistivity as a function of soaking temperature.

増加して上での予測が裏付けられた。

(i)の現象も Table 4 に示すように連続焼鈍の場合には一般に、巻取温度が高いほうが近似固溶 C 量が多くなるためと考えられる。なかでも均熱温度 810°C のときの 685M および 650B コイルの硬度が異常に高いが、それらの近似固溶 C 量もとくに多くなっている。685B コイルの顕微鏡組織は Photo. 1 (f) に示すとおりであつてパーライト塊が集落をつくり、写真は省略したが視野によつては全く存在しないところもあるというように、炭化物間の平均距離も 595B コイル (Photo. 1-(e)) よりはるかに大きい。また 685T コイルと 685M コイルを比較すると、箱型焼鈍のときは不純物が多く結晶粒がより微細な前者のほうが硬いが、連続焼鈍のときは反対に後者のほうが硬い。これも Table 4 からわかるように近似固溶 C 量によると思われる。

なお Fig. 4 において、箱型焼鈍でも均熱温度が 750°C よりも 800°C のほうがやや硬度が高くなっているのは、大部分 N_2 よりなる保護ガスのなかで試料をルーズに積重ねて表面にガスが自由に流通できる状態で焼鈍したため、鋼中の N 原子とガス中の N_2 分子間の平衡関係に基く窒素吸収がおこり、その量が均熱温度が高いほど多いためであることが、Fig. 6 に示すようにチェック分析の結果明らかになつた。また連続焼鈍では処理時間が短いので、このような窒素の吸収が行なわれないことも確認された。なお Fig. 6 に示した平衡 N 含有量は次式によつて計算した。

$$\alpha \text{ 鉄: } \log \frac{N}{\sqrt{P_{\text{N}_2}}} = \frac{-1572}{T} - 1.01^{12)}$$

$$\gamma \text{ 鉄: } N(\%) = 0.0404 - 1.2 \times 10^{-5} T^{13)}$$

ここに P_{N_2} : 保護ガス中の N_2 の分圧, T : 絶対温度

Table 4. Soaking temperature, grain size (A. S. T. M. No.) and approximate dissolved carbon content.

Continuous annealing	Coiling temp. (°C) and positions in ingot	Soaking temperature (°C)						At soaking temperature of 810°C	
		—	—	640	695	740	810	Electric resistivity change (%)	Approximate dissolved carbon content (%)
		Grain size (A. S. T. M. No.)							
595, B*	—	—	11.5	10.0	9.5	9.0	0.42	0.0024	
650, B	—	—	10.0	9.0	8.5	8.0	0.66	0.0038	
685, T*	—	—	10.5	9.5	9.0	8.5	0.48	0.0028	
685, M*	—	—	10.5	9.0	8.5	7.5	0.66	0.0038	
685, B	—	—	—	—	—	—	0.54	0.0031	
590>**	—	—	10.5~ 12.0	10.0~ 11.5	9.0~ 11.0	8.5~ 10.0	0.27***	0.0015***	

Batch annealing	Coiling temp. (°C) and positions in ingot	Soaking temperature (°C)						Note: * T, M and B denote respectively top, middle and bottom coils. ** 20 coils were tested except for coiling temp. of 595, 650 and 685°C. *** Values of No. 4 coil in Table 1.
		550	600	650	700	750	800	
		Grain size (A. S. T. M. No.)						
595, B	—	11.0	10.0	9.0	8.0	—	7.0	
650, B	—	10.0	9.0	8.0	7.5	7.0	7.0	
685, T	—	11.0	10.0	9.5	9.0	8.5	8.5	
685, M	—	10.0	9.5	—	7.5	—	7.0	
685, B	—	10.0	9.0	8.5	8.0	—	7.5	
590>**	—	11.0 ~12.0<	9.5~ 11.5	9.0~ 10.5	8.0~ 10.0	8.0~ 9.0	7.5~ 9.0	

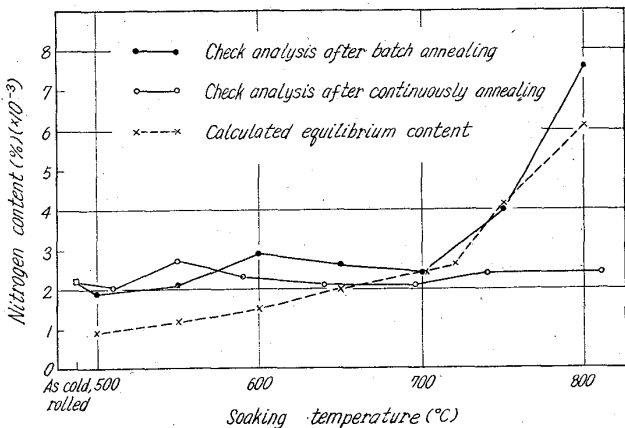


Fig. 6. Effect of the soaking temperature on the nitrogen content after batch and continuous annealings in the nitrogen atmosphere containing 5~8% of hydrogen.

つぎに同一均熱温度における硬度のバラッキが連続焼鈍のほうが小さいという(=)の特徴は、箱型焼鈍では結晶粒度がそのまま硬度に影響するが、連続焼鈍では前述のように結晶粒が大きくなると同時に固溶C量も増加するという傾向があるので、前者の軟化効果と後者の硬化効果が相殺しあつて、比較的硬度が均一になるものと思われる。この事実は連続焼鈍板の大きな長所であつて、そのブリキ原板としての普及を助長しているが、反面箱型焼鈍板に近い軟質の板の製造を本質的に困難にしてい

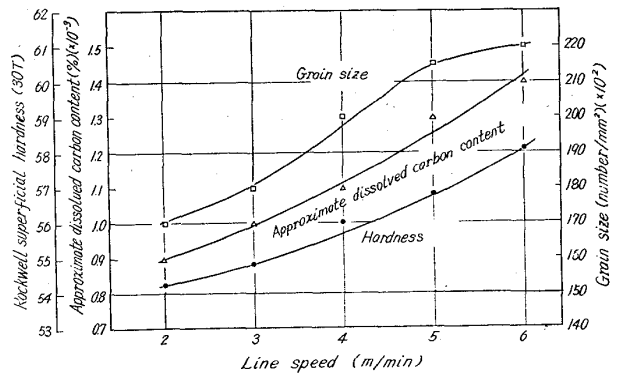


Fig. 7. Hardness, grain size and approximate dissolved carbon content as function of line speed in continuous annealing.

る。

3. ライン速度の影響¹⁴⁾

No. 4 コイルを用い、均熱温度 720°C で連続焼鈍したときのライン速度と焼鈍後の硬度、近似固溶C量および結晶粒の大きさとの関係を試験した結果を Fig. 7 に示した。Table 3 に示すとうり、ライン速度が増すとともに比例的に加熱速度が大きく、また均熱時間が短くなるので結晶粒が小さくなり、また冷却速度が大きくなるので近似固溶C量が増加するのであろう。しかし冷却速度が大きくなるわりには近似固溶C量の増加がわずかであるのは、同時に結晶粒が小さくなることと、溶体化時間が短くなることに基因すると考えられる。いずれに

しても硬度はライン速度の増加とともに高くなつていて速度 2m/min と 6m/min との間の硬度差は 4 に近い。

IV. 考 察

前節において、連続焼鈍のときは熱延条件、均熱温度あるいは純度などの影響によつて結晶粒が大きくなるか、または炭化物が粗大化して炭化物間平均距離が大きくなると、焼鈍後の固溶 C 量が増加するという現象が見出された。類似の現象が、LAGERBERG¹⁵⁾ らや STARK¹⁶⁾ によつて水焼入れの場合、および BUTLER¹⁷⁾ によつて徐冷の場合にも起こることが内部摩擦法によつて認められている。これらの原因は、冷却時の固溶 C 原子の析出が、おもに粒界と既存の炭化物を核として行なわれるためと考えられる¹⁷⁾。Photo. 2 はこの推測をよく裏付けている。これは No. 4 コイルを 900°C × 2m/min で連続焼鈍後(近似固溶 C 量 0.0016%)、1.2% スキンパス、25°C で 90 日間歪時効せしめた前後の同一場所の表面組織であつて、時効後は粒界および炭化物周辺に微細な析出物群が現われている。焼鈍後はこれらの場所に通常のレプリカ法による電子顕微鏡組織では識別しがたい析出物 (cluster) として存在したものが、歪時効のさいに凝集して観察できるようになつたものと思われる。本試料よりも近似固溶 C 量が少ない場合は、このような析出物は認められなかつたことから、これは固溶 C 原子の析出に基くものとみて間違いあるまい。

つぎに純鉄の 700°C における平衡固溶 C 量は 0.017%¹⁸⁾ とされている。これにくらべて連続焼鈍後の固溶 C 量は予想外に小さいことが前節で判明したが、この原因が測定法によるものか材料によるものかをみるため、No. 1, 2, 4 コイルを 700°C より 480°C/sec の速度で水焼入れした後の近似固溶 C 量を電気抵抗法で測定した。結果は Fig. 8 に示すとうりであつて、結晶粒の大きさと炭化物間平均距離によつて水焼入れ後の近似固溶

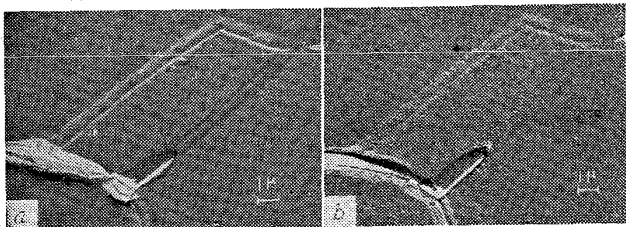


Photo. 2. Fine precipitates observed after three months of aging at 25°C in a sample continuously annealed at 900°C × 2m/min and 1.2% skin-passed. Etchant: 5% nital and 5% picral.

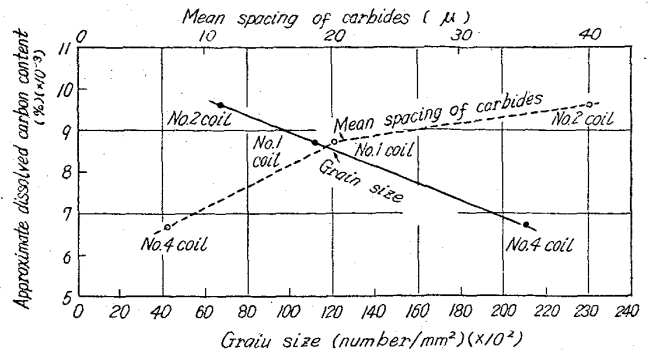


Fig. 8. Approximate dissolved carbon content plotted against grain size or mean spacing of carbide.

C 量が大きく影響されることがあらためて確かめられた。また青木¹⁸⁾は Al キルド鋼の水焼入れ後の固溶 C 量を内部摩擦法で測定して、焼入温度 600°C のときに 0.00425%、500°C のときに 0.0015% をえたと報告しているが、No. 4 コイルを同様な条件で水焼入れした後の電気抵抗法による近似固溶 C 量はそれぞれ 0.0034% および 0.0015% であつて、これと近い値を示しており、いずれも純鉄の平衡固溶 C 量の約 2/5 である。これらの事実から連続焼鈍後の近似固溶 C 量が意外に少ないという結果が得られたのは、実用鋼を試料としたことと、水焼入れよりもはるかに冷却速度が小さかつたためと考えられる。

つぎに以上のように微量の固溶 C 量がかなり硬度に影響を与えることになるが、この関係をみるため No. 4 コイルについて、できるだけ同一組織がえられる条件で水焼入れを行なつて近似固溶 C 量と硬度との関係曲線をもとめた。これから近似固溶 C 量 0.001% による硬度 (30T) 増加は 1.1 であることがわかつた¹⁹⁾。しかし連続焼鈍後の近似固溶 C 量が硬度におよぼす影響はこれよりもはるかに大きい。この理由は、連続焼鈍では固溶 C 量とともに極微細分散析出物も増加するので、固溶歪のほかに次式²⁰⁾による分散効果による硬化がともなうためと考えられる。

$$\sigma = c \cdot \frac{\mu b}{L} \text{ (Orowan)}$$

$$\text{または } \sigma = c \sqrt{\frac{\mu b}{L}} \text{ (Ansele)}$$

ここに、 σ : 応力、 μ : 剪断剛性率、 b : Burgers ベクトルの大きさ、 L : 析出物間平均距離、 c : 定数

V. 結 言

1. 熱延後の巻取温度や連続焼鈍時の均熱温度が高くなると、結晶粒ならびに炭化物間平均距離が大きくなる

ので、連続焼鈍後の固溶C量は増加する。よつて歪時効硬化量も増す。

2. したがつて連続焼鈍板では、結晶粒が大きくなることによる軟化効果と、固溶C量の増加による硬化効果がともなうので、両効果による相殺作用がみられる。これが箱型焼鈍板にくらべて硬度がいつそう均一であることの主因と考えられる。また軟質のブリキを作ることが困難な理由と思われる。

3. ライン速度が増加すると、結晶粒が微細化し、固溶C量は増加するので硬度は高くなる。したがつてライン速度は硬度調節の有効な因子である。

終りに、御指導をいただいた東京大学五弓勇雄先生、ならびに実験に協力せられた東洋鋼板KKの矢崎正則、岡村行雄、藤井昭明、高橋肅の諸氏に深謝いたします。

文 献

- 1) D. J. BLICKWEDE: Flat Rolled Products-Rolling and Treatment, [Interscience Publishers](1959) p. 91
- 2) 周藤: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 509
- 3) A. F. MOHRI: Blast Furn & Steel Plant. 45 (1957) 6, p. 1163
- 4) 瀬川, 松本: 製鉄研究, (1960) 230, p. 2895
- 5) 平松: 鉄と鋼, 49 (1963) 1, p. 63
- 6) J. D. FAST and H. B. VERRIJP: J. Iron & Steel Inst.(U.K.), 181 (1955) p. 337
- 7) Ake JOSEFSSON and Eric KULA: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 194 (1952) p. 161
- 8) J. F. ENRIETTO: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 224 (1962) p. 43
- 9) W. PITSCH u. K. LÜCKE: Arch. Eisenhüttenw., 27 (1956) 1, p. 45
- 10) C. A. WERT: J. Metals, 188 (1950), p. 1242
- 11) 作井, 森: 鉄と鋼, 44 (1958) 9, p. 150
- 12) R. RAWLINGS and D. TAMBINI: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 184 (1956), p. 302
- 13) L. S. DARKEN, R. P. Smith and E. W. FILER: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 191 (1951), p. 1174
- 14) 周藤: 鉄と鋼, 48 (1962) 11, p. 1375
- 15) G. LAGERBERG and A. JOSEFSSON: Acta Met., 3 (1955) 3, p. 236
- 16) P. STARK, B. L. AVERBACH and M. COHEN: Acta Met., 6 (1958) 3, p. 149
- 17) J. F. BUTLER: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 224 (1962), p. 89
- 18) 青木, 関野, 藤島: 鉄と鋼, 48 (1962) 2, p.156
- 19) 周藤, 矢崎, 岡村: 東洋鋼鉄, 12 (1963) 1, 2, p. 34
- 20) A. S. KEH and H. A. WRIEDT: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 224 (1962) p. 560

オーステナイト域における鑄鉄の生長*

長 岡 金 吾**

Growth of Cast Iron in Austenite Region.

Kingo NAGAOKA

Synopsis:

During cyclic heating in the austenite-region grey cast irons increase their volume irreversibly without transformation and graphitization. In this study some experimental facts were obtained on the growth in air, but they could not be explained by the oxidation theory.

Therefore a new mechanism, suggested by the author, of the growth was applied to explain them. The results obtained are summarized as follows.

(1) Growth in austenite-region depends mainly on the difference in the temperature of cyclic heating.

(2) Even the hard grey cast iron that does not grow in the critical range may grow in austenite region.

(3) The dilatometer curves of nodular graphite cast iron show that this iron grows gradually in a loop in austenite-region during cyclic heating.

* 昭和33年4月本会講演大会にて発表 昭和38年8月13日受付

** 北海道大学工学部, 工博