

Fig. 4. Impact properties of Steel A, B and C.

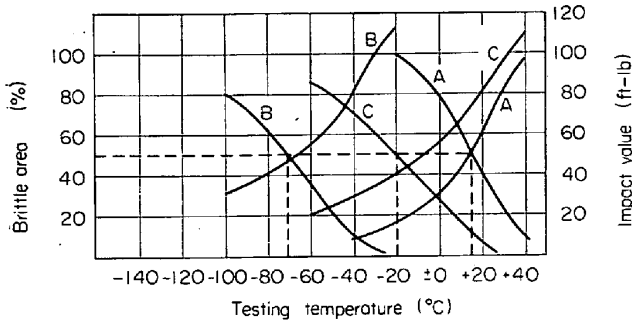


Fig. 5. Impact properties of Steel A, B and C.

織をねらつて熱処理しても、FATT に差が生じたものと考えられる。B鋼とC鋼には、やはり差異が認められるけれども、この実験条件では、いずれもA鋼より優れた成績を示している。

(3) B. CINA and P. JUBB⁴⁾は、試料を各種の速度で冷却することにより、パーライト、ベイナイトおよびマルテンサイト変態をおこなわせ、それらの試料について遷移温度を比較している。その結果、低温変態生成物ほど遷移温度が低いという結論をえた。本実験の(1)項は、これと全く同じ意味を持つが、(2)項は、「低温で変態をおこなわせる原因が、冷却速度ではなく成分的なものであつても、彼らの得た結論は、そのまま適用できる」ことを示しているといえよう。

5. 結 言

従来の Ni-Mo-V 鋼と比較しながら、Ni-Cr-Mo-V 鋼の特性について研究した結果、次のような特長が明らかになった。

- (1) 焼入れ組織が細かく、焼もどし過程で微細なカーバイド分布がえられるので、焼もどし抵抗が大きい。
- (2) 両鋼種で同等の焼入れ組織を得るに必要な冷却速度を比較すると、Ni-Cr-Mo-V 鋼のほうがはるかにおそくてよい。

(3) FATTが非常に優れている。

したがって、熱処理上の優れた特性だけでなく、切欠き感受性の面でも優れた鋼種であるといえよう。

文 献

- 1) 竹下, 竹内, 堀田, 福田: 日本鉄鋼協会第72回講演大会に発表
- 2) F. E. WERNER, T. W. EICHELBERGER and E. K. HANN: Amer. Soc. Metals, 52 (1960), p. 376
- 3) 河合正吉: 三菱製鋼, 所内報告

4) B. CINA and P. JUBB: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 193 (1959) Dec., p. 329

(258) コア層を粗大化した低炭素薄鋼板について

東洋製鉄東洋鋼板総合研究所
工博 吉崎鴻造・○斧田一郎・石川 準

On the Low Carbon Steel Sheet with Coarse Grains Only in Core Zone

Dr. Kozo YOSHIZAKI, Ichiro ONODA and Jun ISHIKAWA

1. 結 言

近年低炭素リムド薄鋼板の成形加工性を向上させるためオープンコイル法による脱炭、脱窒などの研究開発が進んでいる。一般に脱炭焼鈍を行なうと結晶粒成長が起こりやすくなり、成形加工性が向上するが、加工時にオレンジピールと呼ばれる表面欠陥が発生しやすく、その適用には限度がある。リムド鋼板はリム層の不純物量が低く、このためコア層よりリム層の結晶粒がわずかに大きい。しかしリム層の粒を微細にしてコア層の結晶粒だけを成長させることができれば、オレンジピールを生ずることなく、成形加工性を向上させる可能性があるとして著者らは考えた。このような粒度分布をもつた薄鋼板が時折製品の中にみられ、成形加工性と表面特性がすぐれていることを認めた。この成因は 1) 炭化物の結晶粒成長阻止作用と、2) 小さい炭化物が大きい炭化物に凝集する現象によるとの予想をもつて再現実験を行なつた。すなわち冷間圧延のままの通常のリムド鋼板のリム層にのみ滲炭し、A₁ 点付近で加熱してコア層の粒成長をはかつた。このようにして得た試料の組織、機械的性質、加工後の表面粗さおよび粒成長処理中の炭化物の挙動などについて報告する。

2. 実 験 方 法

2.1 試料

この研究に用いた試料は 0.8 mm 厚の冷間圧延状態の低炭素リムド鋼板で、その化学分析値を Table 1 に示した。リム層に滲炭を行なうことによる C の増加があるので、加工性を考えて 0.05% C 以下の試料を用いた。

Table 2. Chemical composition of the steels used. (thickness 0.80 mm)

Sample No.	C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	N (%)
1	0.026	0.30	0.010	0.017	0.0021
2	0.043	0.33	0.009	0.018	0.0021
3	0.048	0.33	0.015	0.019	0.0032
4	0.025	0.24	0.009	0.010	0.0028
5	0.024	0.27	0.015	0.016	0.0024
6	0.032	0.26	0.010	0.010	0.0029
7	0.030	0.26	0.021	0.024	0.0058
8	0.030	0.25	0.022	0.025	0.0021
9	0.030	0.24	0.017	0.025	0.0022
10	0.029	0.26	0.020	0.020	0.0025

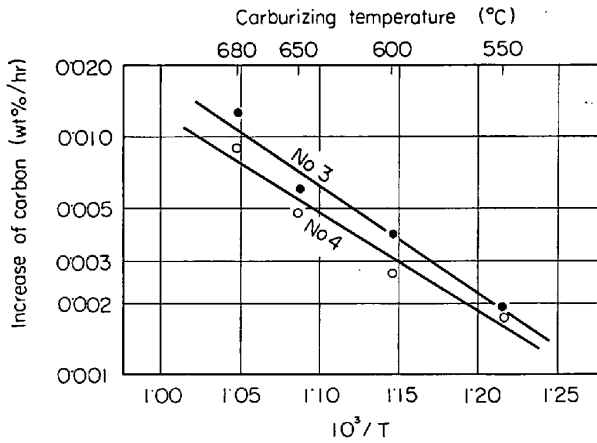


Fig. 1. Temperature dependence of carburizing.

2.2 実験方法

滲炭はガス滲炭によつた¹⁾²⁾. すなわち都市ガスを 900°C に加熱したなら炭中を通じて変成させ、増炭材としてメタンガスを 5~7% 添加した後、2本のシリカゲル塔で脱湿し、さらにガスを冷却して露点を -35°C 以下にして滲炭炉に吹込んだ。滲炭は 450°C から 730°C までの種々の温度で 5~10hr 行なつた。滲炭後の炭化物の大きさや分布と粒成長処理後の機械的性質や表面粗さを

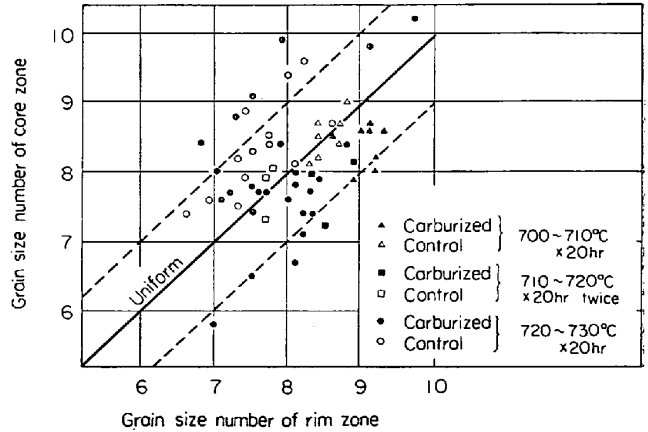


Fig. 2. Effect of heat treatment on the grain size in rim and core zones.

比較するため、滲炭と同じ条件の加熱を真空中で行ない、コントロール材とした。粒成長処理は均熱が 1) 700~710°C × 20hr, 2) 710~720°C × 20hr 2 回繰返し, 3) 720~730°C × 20hr (均熱中に一時 750°C に上昇した) で、加熱および冷却速度はいずれも 30°C/hr である。処理後の引張試験は JIS 5号試験片によつた。表面粗さは光切断表面粗さ計により、引張試験後の試片の同じ位置を測定し、山から谷までの高さの平均値で示した

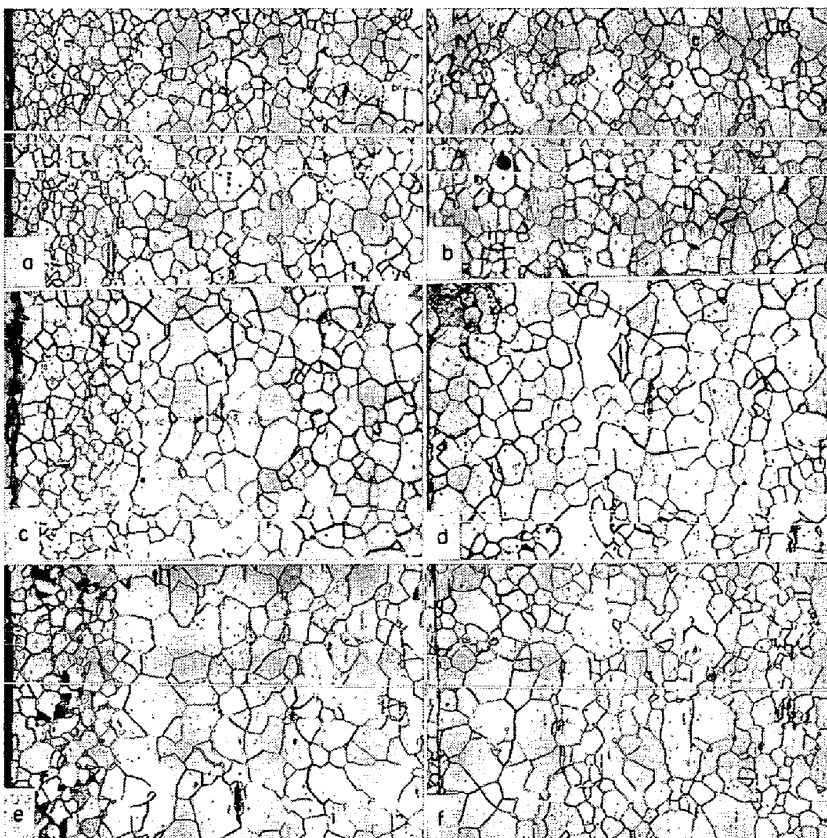
3. 実験結果と考察

3.1 滲炭処理

450°C から 730°C までの種々の温度で 5~10hr 滲炭処理後、リム層の炭化物の大きさを測定したところ、滲炭温度の上昇とともに炭化物の大きさは増加し、約 1μ から最大 10μ に達したが、600°C 以下では 1~2μ であつた。滲炭による C の増量はいずれの処理でも 0.010~0.020% であつた。滲炭層の深さは 0.10~0.15 mm であつた。各条件で滲炭処理後、滲炭温度に対して滲炭速度 (C%増量/hr) をプロットすると Fig. 1 が得られ、これより活性化エネルギーを求めると試料 No. 3 で 20,570 cal/mol, No. 4 で 18,350 cal/mol が得られた。この値は WERT³⁾による α 鉄中の炭素拡散の活性化エネルギー 20,100 cal/mol とほぼ一致するから本実験での滲炭は α 鉄中での C の拡散速度によつて律速されると考えられる。

3.2 A₁ 点以下における粒成長処理

板の表面から 0.15 mm までのリム層に炭化物を微細に滲炭させるため、450°C から 600°C までの種々の温度で 8~10hr 滲炭処理を行なつた試料を、700~710°C × 20hr の加熱を行なつて粒成長をはかつた。得られた試料の断面についてリム層、コア層の粒度を JIS 法によつて測定し、Fig. 2 に示した。その結果コントロール材ではリム、コア層の粒度は同一か、またはコア層が大きいのに対し、滲炭試料ではリム層がコア層よりやや微細で (Photo. 1(a), (b))



(a) Sample No.1 700~710°C × 20hr (carburized)
 (b) Sample No.1 700~710°C × 20hr (control)
 (c) Sample No.1 710~720°C × 20hr, twice (carburized)
 (d) Sample No.1 710~720°C × 20hr, twice (control)
 (e) Sample No.3 720~730°C × 20hr (carburized)
 (f) Sample No.3 720~730°C × 20hr (control)

Photo. 1. Effect of coarsening treatments on the grain growth of core zone. ×150 (3/5)

参照) 粒度差は 0.1~1.2 の範囲であつた. この処理ではコア層はまだ十分に成長していないため, 710~720°C × 20hr 2 回繰返しの処理を行なつた結果, Fig. 2 に示したようにコントロール材では700~710°C × 20hr の処理と同じ傾向を示すが, 滲炭試料ではコア層が一層大きくなり, 粒度差は 0.4~1.3 となつた. (Photo. 1(c), (d) 参照) これによつて 700°C 以上 A₁ 点以下の温度で長時間加熱すれば, 滲炭したリム層の炭化物が粒成長を阻止するため, コア層が成長し, 目的とする鋼板が得られることがわかつた.

3.3 (α + γ)域における粒成長処理

3.2 で行なつた処理よりもさらに高温の 720~730°C × 20hr の粒成長処理を行なつた. この処理では均熱中に一時 750°C に上昇したため, パーライトが生成し, リム層の炭化物は非常に大きくなり, 最大60μ に達した. Photo. 1 (c) に示すごとくリム層にパーライトを生成した試料ではコア層の粒成長が一層大きかつた. これらの試料のコア層には粒成長処理前に存在していた炭化物がみられないので, ほとんどリム層へ移動したためコア層の粒成長が促進されたものと考えられる.

3.4 粒成長処理中の炭化物の挙動

3.3 の結果から粒成長処理中の炭化物の挙動をしらべるため 600°C 以下で滲炭後のリム層 (表面から 0.15 mm まで) とコア層の C% を求め, 700~710°C × 20hr の粒成長処理後のリム, コア層の C% を試料 No. 1, 3, 4 を用いて比較した. これには化学研磨によつてリム層とコア層を分けて分析した. その結果炭素の移動がほとんどない場合と, コア層の C が 0.009~0.015% 減少しリム層の C% がほぼコア層の減少に相当するだけ増加している場合があつた. これらの試料でのリム, コア層の炭化物の大きさを比較すると, C の移動のあつた場合は滲炭後のリム層の炭化物よりもコア層の炭化物が小さく (試料 No. 1, 3), 移動のない場合は炭化物の大きさが均一であつた (試料 No. 4). 前者については低炭素鋼中の C 量が粒成長処理温度での固溶限より多い場合は, 炭化物が小さいほどその表面エネルギーが大きくなり, 溶解しやすいので, コア層の小さい炭化物が溶解し, リム層に移行してリム層の比較的大きな炭化物がさらに成長したものと考えられる. リム層への C の移行が大きいほどコア層においては炭化物の成長阻止効果が減少するのでコア層の粒成長が促進されるはずである. これらを知るためリム, コア層の C% 増減とリム, コア層の粒度差をプロットすれば Fig. 3 が得られる. すなわちリム層への C の移動が大きいほどコア層の粒は成長が大きいことがわかつた.

3.5 粒成長処理後の機械的性質と加工後の表面粗さ

粒成長処理後 1% の調質圧延を行ない, 引張試験を行なつた. その結果滲炭材はコントロール材と比較して, 引張強さは 0~2 kg/mm², $\bar{\epsilon}$ 値は 0~0.22 増加し, (Fig. 4 参照) 伸び率は 0~7%, CCV (50φ) は 0~0.5 mm 低下した. $\bar{\epsilon}$ 値の増加の大きい試料はリム, コア層の粒度差が 1.0 以上もある試料であつた. 滲炭材の表面粗さはコントロール材にくらべて小さく, 0.2~4.0 μ の差がみとめられた.

3.6 現場への適用

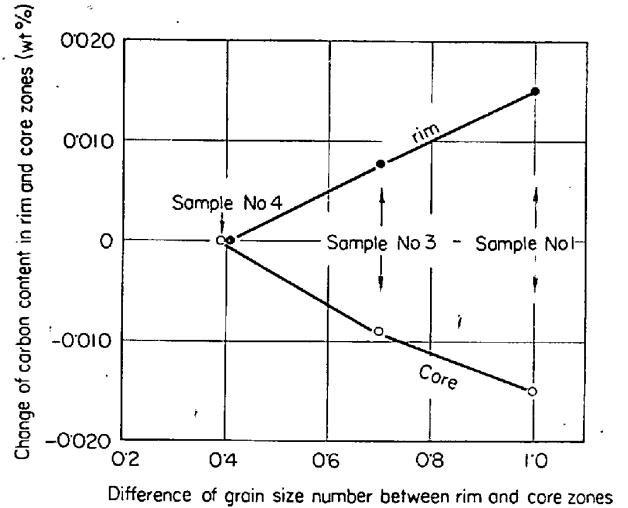


Fig. 3. Carbon diffusion into rim zone and the difference of grain size number between rim and core zones. Treatment: 550°C × 10 hr Carburizing → cycle A.

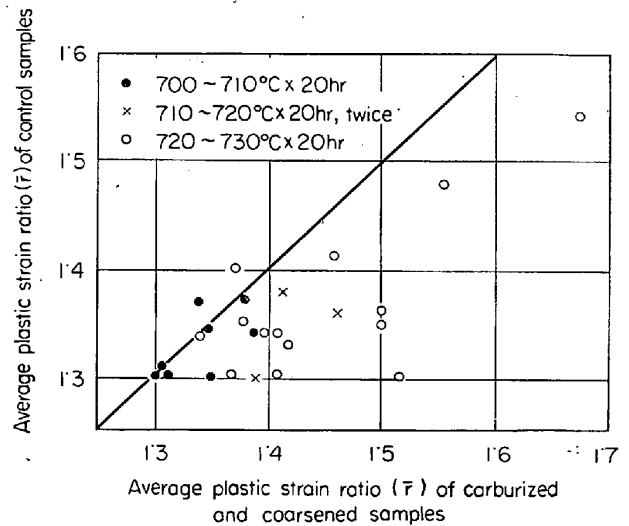


Fig. 4. Effect of carburizing and grain coarsening on the plastic strain ratio.

前述のような処理で得られた鋼板と類似組織の鋼板は現場の製品に時折みられることがある. 冷延後電解洗滌せずにパッチ焼鈍すると, 圧延油や洗滌油が鋼板の表面に付着しているため加熱時に滲炭性ガスを発生することが炉内ガスの分析でわかつた. 炉内ガスの露点はかなり低く, 加熱中にリム層に滲炭することが考えられる. そして均熱中に炭化物がコア層からリム層へ移動するとともにコア層の粒成長が起こるため前述のような鋼板ができるのではないと思われる. このような鋼板をホロー製品に用いるとリム層の炭化物に起因する欠陥の発生も予想されるところから, この方面への鋼板は電解洗滌の必要があると思われる.

4. 結 言

炭化物の粒成長阻止効果を利用して, リム層の結晶粒のみ微細でコア層の結晶粒が粗大な薄鋼板を得る方法を見出した. すなわち冷間圧延板を 450° から 600°C の範

囲でリム層にのみ滲炭し、その後 A₁ 点付近の温度で加熱して、炭化物のリム層への移動とコア層の粒成長をはかることによつて前記鋼板が得られる。この鋼板はこのような処理をしない鋼板とくらべ強度がやや大で、延性がやや低下するが、 \bar{r} 値が高く、オレンジピールに対してはすぐれていることがわかつた。

文 献

- 1) 内田: “ガス熱処理”, 日刊工業新聞社 (1956), p. 98
- 2) 滝島: 日本金属学会会報, 4, (1965) 6, p. 373
- 3) 邦武: 日本金属学会会報, 3, (1964) 9, p. 466
- 4) COTTRELL, et al.: J. Iron & Steel Inst.(U.K.), 172, (1952) 3, p. 301

65.141.241.4-415
: 548.53:539.4.016

(259) 低炭素薄鋼板の再結晶挙動と成型加工性の関係について

東洋製缶東洋鋼板総合研究所

○斧田 一郎・岡田 毅

広瀬 輝雄・工博 周藤 悦郎

On the Relation between Recrystallization Behavior and Formability of Low Carbon Steel Sheets

Ichiro ONODA, Takeshi OKADA

Teruo HIROSE and Dr. Etsuro SHUTO

1. 結 言

リムド鋼板を 700°C で脱炭し、 α 相域の高温で焼鈍すると、結晶粒の粗大化にともなつて成型加工性がかなり向上することが報告されている¹⁾。このさい平均塑性歪比 (\bar{r}) はほぼ同じ組成、同一粒度でも材料によつて幅がある。このような高温で焼鈍した場合の性質のちがいを検討するため、500°C 付近の再結晶挙動や炭化物の大きさの影響をしらべた。

2. 実験方法

2.1 試料

試料は Table 1 に示す 10 種の 0.8 mm 厚の冷間圧延板で圧延率は 65, 70% である。圧延率は再結晶挙動に大きな影響をおよぼすことが知られているが、65% 圧

延材をさらに 70% に圧延して予備実験を行なつたが、ほとんど差異がなかつたのでそのまま使用した。炭化物は直径 10 μ 以上を塊状と呼び、ほぼ 2~7.5 μ で微粒状に分布しているものを微粒状と呼ぶことにする。Table 1 に示した炭化物の大きさは 700°C×5hr 真空焼鈍後の測定値であるが、圧延状態で測定した結果もほぼ同じ傾向であつた。試料の C 含有量は 0.024~0.079% の種々のものを選んだ。

2.2 実験方法

Pb-Bi 浴を用い、480° から 545°C までの種々の温度で 1hr の加熱を行なつて硬さ (Hr 30-T) を測定し、また顕微鏡組織よりリニアアライズ法によつて再結晶率を求めた。また 530°C で 5~180 min 加熱後の再結晶率もしらべた。成形加工性は再結晶率 40% 以上から 100% までの試料、550°C×1hr 焼鈍材、700°C×5hr 真空焼鈍材、700°C×5hr 脱炭焼鈍材、脱炭後 740~850°C×3hr 粗大化焼鈍材について JIS 5号引張試験片によつて引張試験を行ない、 \bar{r} 値を求めることによつて評価した。なお再結晶率 60% 以下では 20% 引張時にすでにくびれを生ずるため 10~15% 引張時の \bar{r} 値を求めた。脱炭処理材以外はいずれも 1% の調質圧延を行なつた。再結晶核生成直後の組織を観察するため 480, 490, 500°C×1hr 処理材を電顕レプリカ観察および直接観察を行なつた。再結晶中の集合組織の変化は試料 No. 4, 10の圧延板, 20, 40, 70, 100%再結晶材について(222)極点図によつてしらべ、また全試料について {222}, {200}, {112}, {110} 面の反射回折強度をランダム試料と比較してしらべた。

3. 実験結果と考察

3.1 再結晶挙動^{2,3)}

480° から 545°C までの各温度で 1hr 加熱後の軟化曲線図 (温度-硬さ曲線) において 10 試料の軟化開始温度は 485° から 525°C までの範囲に分布しており、C% が小さく、炭化物が塊状の試料は低温側であつた。軟化曲線と温度-再結晶率曲線とは傾向が一致していた。530°C で等温加熱を行ない、軟化曲線と時間-再結晶率曲線を求めたが、同様の傾向がみられた。すなわち Fig. 1 に示すように再結晶が急激に始まるまでの時間が試料によつてかなり異なり、たとえば C が約 0.03% 以下で炭化物が塊状の試料 No. 1, 2, 3, 9, 10 は再結晶率が

Table 1. Chemical composition of the steels used (Thickness 0.8 mm).

Sample No.	Cold rolling reduction (%)	Chemical composition						Carbide after annealing at 700°C
		C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	N (%)	O (ppm)	
1	70	0.032	0.26	0.010	0.010	0.0029	268	G*
2	70	0.030	0.26	0.021	0.024	0.0058	398	G
3	70	0.029	0.26	0.020	0.020	0.0025	397	G
4	65	0.026	0.30	0.010	0.017	0.0021	279	F**
5	65	0.079	0.29	0.010	0.021	0.0045	163	F
6	65	0.043	0.33	0.009	0.018	0.0020	292	F
7	65	0.048	0.33	0.015	0.019	0.0032	377	F
8	65	0.079	0.37	0.013	0.014	0.0030	276	F
9	65	0.025	0.24	0.009	0.010	0.0028	315	G
10	65	0.024	0.27	0.015	0.016	0.0024	410	G

* Gramular carbide (over 10 μ) ** Fine carbide (2~7.5 μ)