

論 文

UDC 669.14.018.298 : 621.9.01

低炭素鋼の被削性に及ぼす合金元素の影響*

山 本 俊 郎**・熊 谷 憲 一***

Effects of Alloying Elements on the Machinability of Low Carbon Steels

Toshiro YAMAMOTO and Kenichi KUMAGAI

Synopsis:

Effects of alloying elements on the drillability of low carbon steels have been investigated.

From the view point of the effects on the drillability of low carbon steels with normalized lamellar pearlite structures, alloying elements are classified into two groups as follows.

- (1) Elements represented by chromium which increase the pearlite fraction by lowering eutectoid carbon content and cause little solid solution hardening.
- (2) Elements represented by phosphorus which have little effect on the pearlite fraction but increase the hardness by solid solution hardening of ferrite.

The first group elements largely increase the drillability and the second group ones have little effect on the drillability.

These effects of alloying elements on the drillability are understood mainly as the net results of the beneficial effect by decrease of the cutting force due to the contribution of pearlite on stress concentration and a negative effect by increase of the cutting force due to the increase of hardness.

The effects of alloying elements on the drillability with spheroidized structures of cold drawn low carbon steels are also discussed with the effects due to decreased stress concentration by spheroidized pearlite and the effect due to hardness.

(Received Oct. 1, 1973)

1. 緒 言

肌焼鋼に要求される性質としては、浸炭部品の性能に影響を与える浸炭性、焼入性、強靱性、耐疲労性および耐ピッチング性などがあげられるが、近年、加工工程での被削性、冷間加工性なども重要視されるようになってきている。肌焼鋼における合金元素は、一般に焼入性を考慮して添加されているが、加工性への影響もまた同時に考慮して選択することが大切である。しかしながら、肌焼鋼の被削性に関しては、かかる性質に及ぼす合金元素の影響についての研究は比較的少なく¹⁾²⁾³⁾、被削性に適した合金元素の選択という立場より検討された結果はほとんど見当たらない、したがって、被削性の見地より肌焼鋼に添加される合金元素、また製鋼上混入される微

量の合金元素を考慮し、被削性のすぐれた肌焼鋼の溶製および鋼種の選択を行なうことは有意義なことと考えられる。

著者らはすでに、切削加工に適した熱処理組織をうることおよび冷間加工の程度と被削性との関係を把握することを目的として種々検討を行ない、肌焼鋼の被削性は熱処理組織および冷間加工によっても大きな影響を受けるということを報告したが⁴⁾、これにひき続き、本研究では肌焼鋼の被削性にとつて合金元素はいかなる役割を果しているかを把握せんと試みた。まずはじめに、焼準してえられる主としてフェライト-層状パーライト組織を有する低炭素鋼の被削性に及ぼす合金元素の影響について、つづいて球状パーライト組織を有する低炭素鋼の冷間加工後の被削性に及ぼす合金元素の影響について、ドリル穿孔性試験によつて検討を行なつた。

2. 試 料

試料はA~Nの14系列からなる。Table 1には、M系

* 昭和44年3月、昭和45年10月本会講演大会にて発表

昭和48年10月1日受付

** 愛知製鋼(株)工博

*** 愛知製鋼(株)

列を除く A~N 系列の試料の化学組成を示した。試料 A は 0.18% C の低炭素鋼で、この化学組成を基準にして B~J 系列の試料は、Mo を 0.1, 0.3 および 0.5%, Si, Mn, Ni, Cr および Cu をそれぞれ 0.5, 1.0 および 2.0%, P を 0.05, 0.10 および 0.20 %, Sn

を 0.3, 0.5 および 0.7%, As を 0.3, 0.7 および 1.1 % 目標に添加した 27 種の鋼である。これらの試料は主としてフェライト-層状パーライト組織がえられる焼準状態で、ドリル穿孔性に及ぼす合金元素の影響を検討した。

Table 1. Chemical composition of specimens (wt %).

No.	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	T. Al	Sn	As
A	0.18	0.11	0.26	0.013	0.015	0.12	0.04	0.12	—	0.052	—	—
B1	0.20	0.15	0.30	0.016	0.015	0.13	0.04	0.13	0.12	0.049	—	—
2	0.19	0.16	0.30	0.017	0.015	0.13	0.04	0.14	0.28	0.044	—	—
3	0.19	0.15	0.29	0.016	0.015	0.13	0.04	0.13	0.51	0.039	—	—
C1	0.19	0.32	0.26	0.015	0.016	0.13	0.04	0.12	—	0.030	—	—
2	0.19	0.90	0.30	0.016	0.019	0.13	0.04	0.13	—	0.028	—	—
3	0.19	1.72	0.38	0.015	0.017	0.13	0.05	0.13	—	0.039	—	—
D1	0.20	0.11	0.52	0.013	0.014	0.12	0.05	0.14	—	0.031	—	—
2	0.19	0.16	1.16	0.012	0.016	0.13	0.05	0.14	—	0.041	—	—
3	0.19	0.12	2.10	0.012	0.016	0.13	0.05	0.16	—	0.040	—	—
E1	0.19	0.10	0.23	0.014	0.015	0.13	0.56	0.11	—	0.024	—	—
2	0.19	0.12	0.27	0.014	0.015	0.13	1.09	0.11	—	0.016	—	—
3	0.18	0.12	0.27	0.014	0.016	0.13	1.90	0.11	—	0.015	—	—
F1	0.19	0.08	0.26	0.014	0.014	0.12	0.10	0.58	—	0.031	—	—
2	0.20	0.11	0.31	0.015	0.017	0.13	0.06	1.09	—	0.034	—	—
3	0.20	0.11	0.32	0.013	0.016	0.12	0.06	2.03	—	0.036	—	—
G1	0.17	0.26	0.42	0.010	0.017	0.39	0.05	0.08	—	0.019	0.015	0.017
2	0.16	0.26	0.42	0.010	0.018	0.92	0.05	0.08	—	0.028	0.015	0.020
3	0.16	0.27	0.41	0.010	0.018	1.90	0.05	0.08	—	0.028	0.015	0.025
H1	0.18	0.27	0.40	0.062	0.016	0.12	0.05	0.08	—	0.028	0.015	0.012
2	0.18	0.27	0.41	0.102	0.017	0.14	0.05	0.08	—	0.025	0.013	0.012
3	0.17	0.26	0.38	0.196	0.018	0.18	0.05	0.08	—	0.028	0.010	0.012
I1	0.17	0.27	0.42	0.009	0.021	0.10	0.05	0.08	—	0.027	0.015	0.300
2	0.16	0.27	0.43	0.008	0.018	0.10	0.05	0.08	—	0.021	0.013	0.760
3	0.16	0.26	0.42	0.008	0.017	0.10	0.05	0.08	—	0.028	0.010	1.173
J1	0.17	0.27	0.41	0.010	0.017	0.11	0.05	0.08	—	0.030	0.280	0.023
2	0.18	0.27	0.41	0.009	0.018	0.11	0.05	0.08	—	0.030	0.450	0.025
3	0.16	0.28	0.42	0.010	0.019	0.11	0.05	0.08	—	0.030	0.652	0.028
K1	0.08	0.23	0.36	0.012	0.020	0.12	0.04	0.08	—	0.043	0.030	0.025
2	0.17	0.26	0.39	0.009	0.017	0.11	0.05	0.08	—	0.025	0.015	0.023
3	0.29	0.27	0.42	0.010	0.017	0.11	0.05	0.08	—	0.028	0.015	0.023
4	0.36	0.26	0.41	0.009	0.015	0.10	0.05	0.08	—	0.025	0.013	0.019
5	0.48	0.28	0.44	0.009	0.016	0.11	0.05	0.08	—	0.031	0.013	0.023
6	0.72	0.26	0.43	0.010	0.017	0.11	0.05	0.08	—	0.026	0.014	0.014
L1	0.17	0.32	1.19	0.016	0.023	0.13	0.05	0.99	—	0.041	—	—
2	0.21	0.32	1.19	0.015	0.021	0.13	0.05	0.97	—	0.039	—	—
3	0.29	0.31	1.15	0.016	0.021	0.13	0.05	0.96	—	0.043	—	—
N1	0.10	0.25	0.44	0.022	0.018	0.16	0.09	0.23	—	0.032	—	—
2	0.19	0.24	0.36	0.024	0.020	0.17	0.09	0.19	—	0.023	—	—
3	0.29	0.17	0.43	0.022	0.018	0.16	0.09	0.17	—	0.031	—	—
4	0.34	0.28	0.54	0.024	0.018	0.17	0.09	0.24	—	0.034	—	—
5	0.41	0.20	0.42	0.024	0.018	0.17	0.09	0.23	—	0.023	—	—
6	0.49	0.24	0.38	0.024	0.019	0.17	0.09	0.20	—	0.026	—	—
7	0.58	0.28	0.41	0.025	0.019	0.17	0.09	0.24	—	0.031	—	—
8	0.77	0.18	0.38	0.024	0.018	0.16	0.09	0.23	—	0.035	—	—

Table 2. First and second level contents of carbon and alloying elements of M-series specimens.

Level Elements	First level	Second level
C	0.15%	0.25%
Mn	0.70%	1.40%
Cr	0.50%	1.00%
Mo	0%	0.10%
B	0%	0.003%

K 系列の試料は C 量を 0.08~0.72% の範囲に変化させた 6 種の炭素鋼であり、L 系列の試料は鋼に C 量を 0.17, 0.21 および 0.29% に変化させた 1.2%Mn-1.0%Cr 鋼であつて、この 2 系列の試料ではドリル穿孔性に及ぼす層状パーライト量の影響を検討した、

M 系列の試料は、その化学組成を Table 2 に示しているが、C, Mn, Cr, Mo および B の含有量を 2 水準にとり L₁₆ 直交配列表を用いてわりつけた 16 種の鋼で、球状化焼鈍後冷間加工された状態において、ドリル穿孔性に及ぼす C, Mn, Cr, Mo および B の影響を検討した。N 系列の試料は C 量を 0.10~0.77% の範囲に変化させた 8 種の鋼で、ドリル穿孔性に及ぼす球状化パーライト量の影響に関する検討に使用した。

試料はいずれも 10 kg 実験用高周波溶解炉で溶製後、40 mmφ あるいは一部の試料については 30 mmφ に鍛伸、焼準処理あるいは球状化焼鈍後冷間引抜き、ドリル穿孔性試験に供した。

3. 実験結果および考察

3.1 焼準状態の鋼のドリル穿孔性に及ぼす合金元素の影響

鋼の被削性に及ぼす合金元素の影響に関して、荒木ら¹⁾は、炭素鋼に Ni, Mn, Cr, Mo, W などの置換型固溶元素を添加する場合、被削性に及ぼす効果の上で Cr のごとく炭化物を形成しやすい carbide former と、Ni のごとくマトリックスに固溶し炭化物に入りにくい元素に大別し、前者に属する元素として Mo, W, V, Mn を、また後者に属する元素として Co, Cu, Si, Al, P, As, Sn をあげている。そして低炭素鋼中の被削性に及ぼす炭化物を形成しやすい元素 Cr および炭化物に入りにくい元素 Ni の影響について検討を行ない²⁾、ドリル穿孔性は Cr によつて改善され、Ni によつて低下するが、一方高速度鋼工具の旋削早期寿命は Ni, Cr によつて向上し、とくに Cr による改善効果のいちじるしいことを明らかにしている。

また G. B. TROUP³⁾ は被削性にとつては、最適硬さ (H_B180) があり、その硬さは

- (1) C のように硬い相を形成する元素の増加
- (2) Mn, P, N のような固溶元素の増加
- (3) 冷間加工

などによつてえられるが、この最適硬さ (鋼種によつて必ずしも同じでないが) までは上記硬化元素の添加および冷間加工による硬化は被削性を向上させるが、最適硬さをこえる合金元素の添加あるいは冷間加工による硬化は被削性を低下させると述べている。

これらの文献を参考にして、本研究においては、まずはじめに焼準処理 (950°C, 1 hr 空冷) した低炭素鋼のドリル穿孔性に及ぼす合金元素の影響を検討した。実験には、A 試料 (低炭素鋼) およびこれに合金元素を添加した B~J 系列の試料を使用した。B~J 系列試料は A 試料 (基本鋼) の化学組成に対して、それぞれ Mo, Si, Mn, Ni, Cr, Cu, P, As および Sn 量を変化させて、それら合金元素の影響について比較検討している。

ドリル穿孔性試験は、卓上ボール盤を定荷重で穿孔できるように改良したものを用いた⁴⁾。ドリルは、5 mmφ の JIS 標準ドリル、SKH9 種を使用し、ドリル刃先に一定の荷重 30 kg をかけ、回転数 1100 rpm で 40 mmφ × 10 mm の試験片を穿孔するに要する時間で比較した。ドリル間に穿孔時間のばらつきが大きいので、あらかじめ標準試料すなわち焼準処理した低炭素鋼 (JIS S15C 0.17%C, 0.23%Si, 0.43%Mn, 0.008%P, 0.023%S) を穿孔し、同程度の穿孔能 (穿孔時間で 0.2~0.3 min, 平均穿孔時間は 0.26 min) を有するドリルを選んで試験に供している。穿孔時間は 1 本のドリルで 4~5 種の異なる試料の試験片について穿孔順序をかえて 4 回測定したが、これらの試験片の中につねに標準試料 (S15C) を入れ、標準試料の値を基準とした相対的な値の平均値を各試料について求めた。かかる試験はドリルを交換して 5 回繰返し、穿孔性指数として標準試料 (S15C) を 100 として、標準試料に対する穿孔時間の比の逆数をパーセントであらわした。

焼準処理を行なつた上記試料の顕微鏡組織は、一部の試料を除き、大体フェライト-層状パーライト組織であるが (Photo. 1), 顕微鏡組織に及ぼす各合金元素の影響は以下のように総括される。

フェライト-層状パーライト組織を有する基本鋼 (試料 A) に対して (Photo. 1(a)), 0.28% および 0.51% Mo を添加した B 系列試料では、低温変態生成物が明らかで、上ペーナイトの混在が認められる (Photo. 1(b)). 0.90% および 1.72% Si を添加した C 系列試料では、パ

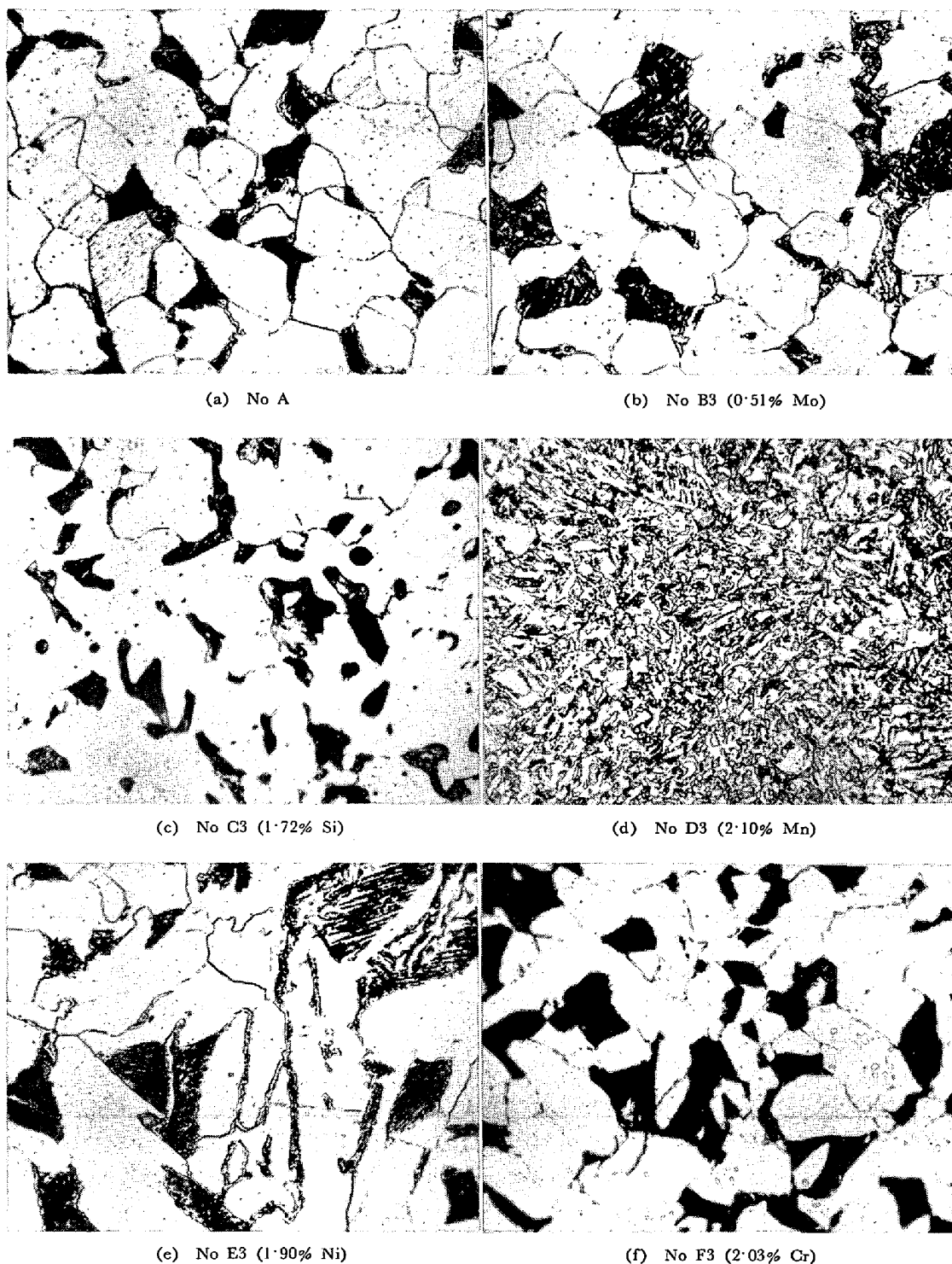


Photo. 1. Microstructure of normalized A~F series specimens.

ーライトコロニーの大きさが、小さく、かつ粒状化する傾向が認められ、とくに 1.72%Si を添加した場合この傾向がいちじるしい (Photo. 1 (C)). Mn を 0.52%, 1.16% 添加した D1, D2 試料はフェライト-層状パーライト組織を呈しているが、2.10%Mn を添加した D3 試料の組織はマルテンサイトの混在したベーナイトである (Photo. 1 (d)). Ni を 0.56% 添加した E1 試料は

完全な フェライト-層状パーライト組織であるが、1.09 および 1.90%Ni を添加した E2, E3 試料では、ベーナイト状の組織の混在が認められる (Photo. 1 (e)). Cr の添加が 2.03% までの F 系列試料は、いずれもフェライト-層状パーライト組織であり (Photo. 1 (f)), Cu, P, As あるいは Sn を添加した G, H, I および J 系列試料もまたフェライト-層状パーライト組織を呈している。

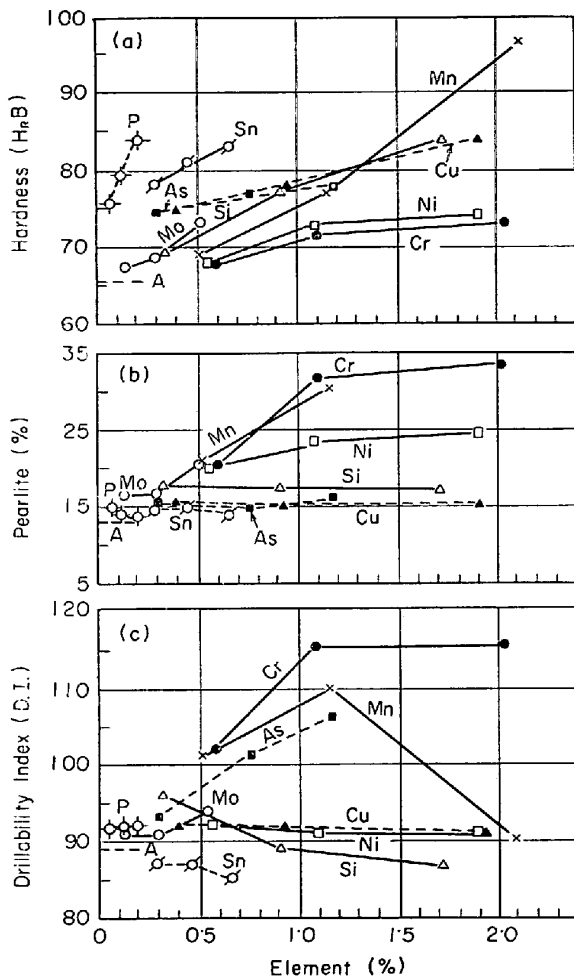


Fig. 1. Effect of alloying elements on Hardness, pearlite fraction and drillability.

さて、これらA~J系列の試料について焼準処理後の硬さ、パーライト量およびドリル穿孔性指数に及ぼす合金元素の影響を Fig. 1 に示す。図に見るごとく合金元素の硬さへの寄与は $P > Mo, Mn, Si > Sn > Cu, As > Ni > Cr$ の順となつている (Fig. 1(a)). またパーライト量増加への寄与は $Cr, Mn > Mo > Ni > Si$ の順で、Cu, P, As および Sn はパーライト量にほとんど影響をあたえない (Fig. 1(b)). Mo, Mn, Cr および Ni の1%程度までの添加によつてえられるパーライトの平均増加量は、元素1%当たりそれぞれ14%, 19%, 19% および10%程度である。

合金元素とドリル穿孔性との関係については、とくに Cr, Mn, As の添加がドリル穿孔性の改善に大きく寄与する (Fig. 1(c)). しかし Cr の場合、ドリル穿孔性の向上は1.09%までの添加であつて、それ以上の添加は穿孔性をほとんど改善しない。Mn の場合においても、1.16%までの添加はドリル穿孔性の向上に効果が大であるが、2.10%程度添加すると、穿孔性は逆に劣化す

る。これは2.10%程度のMnの添加で組織がペーナイトとなるためである。図からまたMoの添加は、0.28%まではドリル穿孔性にほとんど影響を与えないが、0.51%の添加で穿孔性を向上する。Si, Snの添加は穿孔性をむしろ低下させ、Ni, Cu, Pの添加はドリル穿孔性にほとんど影響を与えないということが認められる。

3.2 ドリル穿孔性に及ぼす層状パーライト量の影響

ところで、焼準または焼鈍状態における低合金鋼中の合金元素のおもな効果としては次の3つがあげられる。

- (1) フェライト中への固溶硬化 (Si, Ni, P など)
- (2) 共析C量の低下にともなうパーライトの増量効果 (Cr, Mn など)
- (3) A_{r1} 変態温度低下の影響による組織の変化による効果 (Mn, Ni など)

上記効果はいずれも硬化作用とともに、延性にも影響を与え、被削性はこれらの作用が総合されたものとして合金元素の効果として示される。したがつて被削性に及ぼす合金元素の影響を解釈する場合、上記三つの効果について分離して考察することが可能となればより明確となるものと思われる。

共析C量の低下にともなうパーライトの増量が被削性に及ぼす効果は、C量の増加によるパーライトの増量が被削性に及ぼす効果に類似したものとして考えられるので、C量を変化させた試料および Mn, Cr を添加した試料、すなわち層状パーライト量の同一増加割合に対して硬さの上昇の程度の異なる2系列の試料を用い、層状パーライト量の被削性に及ぼす効果について検討し、合金元素が被削性に及ぼす効果のなかで層状パーライト量の増加にともなう寄与量を分離せんと試みた。

ドリル穿孔性に及ぼす層状パーライト量の影響に関する検討には、KおよびL系列の試料を用い、K系列の試料は焼準処理後、L系列の試料は等温焼鈍処理後、ドリル穿孔性試験を行なつた。焼準処理は各試料の A_{c3} 点より約 50°C 上の $750\sim 950^{\circ}\text{C}$ に1hr オーステナイト化後空冷、等温焼鈍処理は 950°C に1hr オーステナイト化後、3hr 保持して空冷したが、各試料の組織はいずれもフェライト-層状パーライト組織である。なお、ドリル穿孔性試験の条件は前述のそれと同一である。

Fig. 2 に焼準処理したK系列および等温焼鈍処理したL系列試料の硬さ、パーライト量およびドリル穿孔性とC量との関係を示す。なお、パーライト量の測定は400倍で10視野において点算法で面積率を測定し、その平均値を求めた。K系列の試料では、C量の増加により硬さおよびパーライト量が増加するが、ドリル穿孔性は0.29%でもつともすぐれており、0.29%よりC量が減

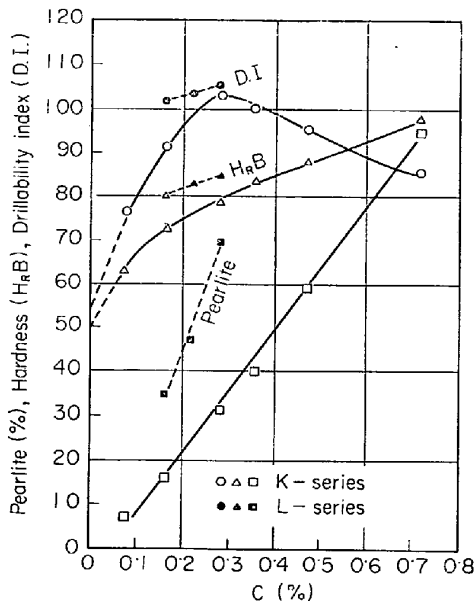


Fig. 2. Effect of carbon on drillability, hardness and pearlite fraction of K and L-series specimens.

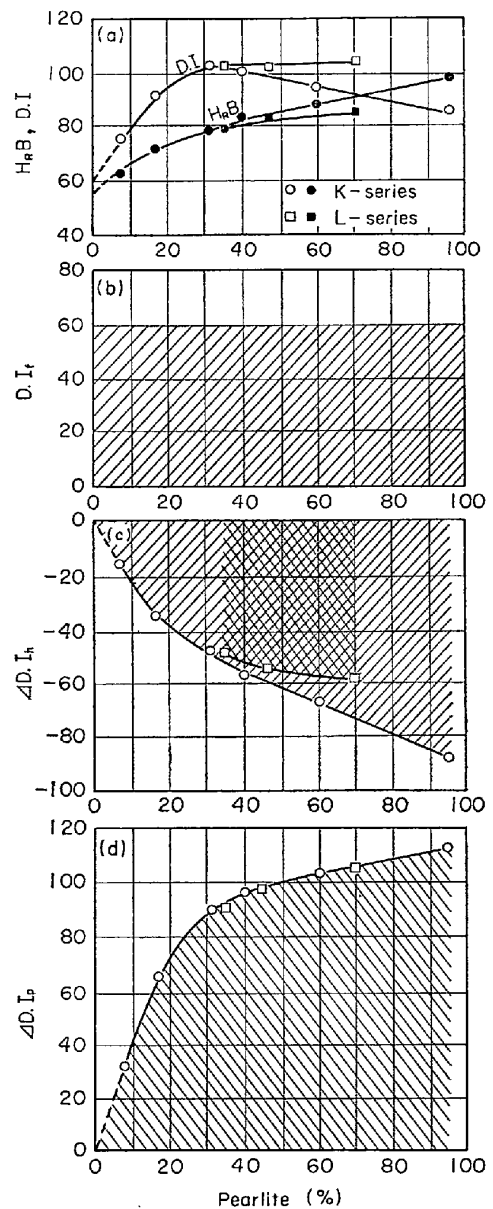
少しでも増加しても穿孔性は低下する。一方L系列の試料では、同一C量を有するK系列の試料に比較して、硬さが高く、パーライト量が多く、ドリル穿孔性はすぐれた値を示している。従来、被削性にとって、鋼中のC量は0.30~0.35%程度が最適であるということがいわれているが³⁷⁾、上記実験結果はこれらの結果と大体一致している。

この Fig. 2 の結果を、観点を変えて硬さおよびドリル穿孔性とパーライト量との関係において示したのが、Fig. 3(a) である。図にみるごとく、パーライト量が同一である場合、K系列の試料はL系列の試料と比較して、硬さがやや高い。またドリル穿孔性はK系列の試料では、パーライト量が30%程度で最大を示しているのに対して、L系列の試料においては、パーライト量が35%から70%と増大してもドリル穿孔性は低下せず、むしろ向上する傾向が認められる。一般に炭素鋼の場合、パーライト量が15~25%程度のとき、もつとも良好な被削性を示すことが経験的に知られているが³⁾、Cr Mn 添加によつて共析炭素量が低下するL系列の試料の場合には、上記のごとき興味ある結果がえられた。

さてドリル穿孔性による被削性の評価は、切削抵抗に対応するものと考えられる。一般に2次元切削モデルにおいて切削抵抗の水平分力 F_c は次式で示される⁸⁾。

$$F_c = \tau_s t_1 B \cos(\beta - \alpha) / \sin\phi \cos(\phi + \beta - \alpha) \dots (1)$$

ここに τ_s : せん断面に働くせん断応力, t_1 : 切削厚さ, B : 切削幅, β : 工具すくい面における摩擦角, α : 工具



D.I._f: drillability of ferrite
 ΔD.I._h: hardness contribution
 ΔD.I._p: stress concentration contribution of pearlite

Fig. 3. Effect of lamellar pearlite fraction on drillability.

すくい角, ϕ : せん断角である。工具すくい面における摩擦角 β は快削性添加物によつて大きな影響を受けるが⁹⁾、合金元素、不純物元素によつてはその影響は小さいと考えられ、切削抵抗はせん断応力 τ_s とせん断角 ϕ より評価できる。すなわち、せん断応力 τ_s が小さく、せん断角 ϕ が大きいほど切削抵抗は小さくなる。

層状パーライト量の増加は鋼を硬化させ、せん断応力 τ_s を高め、切削抵抗を増加させる作用とともに、せん断角 ϕ を大きくし、切削抵抗を減少させる効果をも有しており、パーライト量の切削抵抗、すなわちドリル穿孔性に

及ぼす影響はこれら二つの効果の総合されたものとして示される。荒木ら¹⁰⁾によれば、約 10~35% の範囲のパーライト量を有する低炭素鋼およびこれらに Ni, Cr を添加させた鋼のせん断角は、パーライト量が約 20% までは直線的に増大するが、それ以上のパーライト量の増加には、その増大の程度は小で、せん断角の値は約 35° 程度になっている。そしてフェライト中に適量に存在するパーライトは、切くずせん断域における応力集中源として作用し、局部的に変形がおこり、切くずせん断域を縮小させることによりせん断角を増大し、切くずせん断応力の減少に結びつくとも報告している。

上述したごとく、層状パーライト量のドリル穿孔性に及ぼす効果は、せん断降伏応力 τ_s の増加にもとづく切削抵抗を上昇させる効果と、パーライトの応力集中源としての作用によるせん断角 ϕ の増大にもとづく切削抵抗を低下させる効果の総合されたものと考えられる。したがって、これらの相反する二つの効果の総合された結果として、C 量の異なる K 系列の試料では、Fig. 2 および Fig. 3(a) において、C 量 0.29%、層状パーライト量 31% でドリル穿孔性はもつとも良好となっている。また Mn, Cr 添加によつてパーライト量が増加した L 系列の試料では、K 系列の試料に比較してパーライト量の増加にもなう硬さ上昇が小さく、したがってパーライトの応力集中源としての作用にもとづく切削抵抗を減じる効果が、せん断降伏応力増加にもなう切削抵抗を上昇させる効果よりも大きく、Fig. 3(a) に示されるごとく、パーライト量が 70% まで増加してもドリル穿孔性は低下しないものと考えられる。

ドリル穿孔性に寄与するパーライト量の増加にもなう応力集中源としての有利な効果に相当する量およびせん断降伏応力の上昇による不利な効果に相当する量が、加算的に効くものと仮定すると、ドリル穿孔性 (DI) は次式で示される。

$$DI = DI_f + \Delta DI_h + \Delta DI_p \dots\dots\dots (2)$$

ここに

DI_f : フェライトのドリル穿孔性

ΔDI_h : パーライト量の増加による硬さ(せん断降伏応力)の上昇にもとづくドリル穿孔性に不利な効果に相当する寄与量、これを一次式で近似すると $\Delta DI_h = k(H_f - H)$ で示され、 k : 定数、 H : 試料の硬さ、 H_f : フェライトの硬さである。

ΔDI_p : パーライトの応力集中源としての作用により切削抵抗を低下させ、ドリル穿孔性に有利な効果に相当する寄与量

Fig. 3(a) の K 系列の試料において、その硬さおよび

ドリル穿孔性指数とパーライト量の関係を示す曲線について、パーライト量が 0 になる点まで外挿すると、 $H_f = H_{RB55}$, $DI_f = 60$ がえられる。また ΔDI_p はパーライト量が同一の場合 K 系列の試料と L 系列の試料については、同じ値を有するものと考えられるので、 k を 1.0, 1.5, 2.0, 2.5, 3.0 と変化して図面上で ΔDI_p とパーライト量との関係を検討すると、 k が大体 2.0 のとき、 ΔDI_p とパーライト量との関係を示す曲線が、K 系列および L 系列の各試料について、もつともよい一致を示すことが知られた。

この結果を参考にし、Fig. 3(b)~(d) にドリル穿孔性指数と、パーライト量との関係を、 $k=2.0$ とし、(1) 式にしたがつて DI_f , ΔDI_h および ΔDI_p に分離して示した。 ΔDI_p はパーライト量が約 20% まではパーライト量の増加とともに直線的に上昇し、その上昇の程度はかなりいちじるしい。しかしパーライト量が 20% 以上になると ΔDI_p の上昇の程度は小さくなるため、K 系列の試料では ΔDI_h の低下の効果があらわれて、ドリル穿孔性の低下に結びつくことになる。一方、 ΔDI_h の低下が比較的小さい L 系列の試料では、 ΔDI_h の低下の効果がそれほど影響せず、全体としてドリル穿孔性はパーライト量が 70% 程度までも上昇の傾向を示すことが明らかである。

パーライトの切くずせん断域における応力集中源としての作用、すなわち局部に変形を集中させ、切くずせん断域を縮小させることにもとづくせん断角を大とする効果は、観点をかえてみると、引張試験における局部収縮開始までの均一伸び (ϵ^*) の減少にもとづく作用とも考えることができる。したがって、切削開始初期の状態を考えてみると、切くずは工具すくい面上を流れはじめるが、初期の段階では工具一切くずの接触長さは短く、せん断ははじめ大きな角度で行なわれる。 ϵ^* が小さい場合には、鋼の加工硬化も小さく歪は局部に集中されせん断域は小さいが、 ϵ^* が大きい場合には、大きなせん断角を有するせん断面で降伏せん断応力に達した部分はいちじるしく加工硬化されるため、その部分の変形はそれとまり、他の軟かい部分に変形を生じ、せん断域が拡大し、せん断角も小さくなる。これはフェライト系の鋼とオーステナイト系の鋼の引張試験における伸びの挙動と類似したものとして考えることができよう。

応力 (σ) - 歪 (ϵ) 線図の形状は経験的にいろいろの式で表わされているが、歪の大きい範囲をとり扱い、弾性範囲を考える必要がないときは、次式のような経験式で充分な場合が多い¹¹⁾。

$$\sigma = a + c\epsilon^n \dots\dots\dots (3)$$

ここで σ は真応力, ϵ は対数歪, a , c および n は正值のパラメーターである. また均一伸び ϵ^* は次式で与えられる.

$$\epsilon^* = n - a/c\epsilon^{n-1} \dots \dots \dots (4)$$

(3) 式の特別な場合として応力 (σ) - 歪 (ϵ) 線図の形状を直線硬化特性で近似すると

$$\sigma = a + c\epsilon \dots \dots \dots (5)$$

で示される. このとき均一歪 ϵ^* は次式で与えられる

$$\epsilon^* = 1 - a/c \dots \dots \dots (6)$$

したがって, a/c の大きい, すなわち a が大きく c が小さい鋼ほど ϵ^* は小さく¹¹⁾, せん断角は大きいことになる. いかえれば, 降伏応力が大きく加工硬化率の小さい鋼ほど ϵ^* が小さくなり¹¹⁾ せん断角は大きくなる. 切削抵抗 F_c は (1) 式で示されるため, a/c が大きく a の小さい鋼は, β が一定ならば切削抵抗よりみた被削性は良好といえる.

Fig. 3(d) に示される ΔDI_p は, したがってパーライトの応力集中源としての効果に相当する寄与量と解釈できるが, また均一伸びの減少にもとづく効果に相当する寄与量とも解釈されうる. PICKERING ら¹²⁾ は均一伸びが層状パーライト量の増加により大きく減少することを明らかにしているが, これは Fig. 3(d) に示される層状パーライト量の増加による ΔDI_p の向上に対応している.

3.3 焼準状態の鋼の被削性と合金元素との関係に関する考察

以上, 焼準状態の鋼の被削性に及ぼす合金元素の影響について, より明確に把握することを目的として, 合金元素による層状パーライトの増量効果に着目し, ドリル穿孔性に及ぼす層状パーライト量の影響について検討したが, 層状パーライト量のドリル穿孔性に及ぼす効果を, 硬さ増加にもとづくせん断降伏応力上昇による寄与と, パーライトの応力集中源としての作用にもとづくせん断角の上昇による寄与という二つの量に分離して解釈できることを明らかにした.

合金元素が添加された場合のドリル穿孔性指数は, (2) 式にさらに合金元素のフェライトへの固溶硬化による寄与および A_{r1} 変態温度低下にもとづく組織変化による寄与などを考慮に入れてつけ加えると次式で示される.

$$DI = DI_f + \Delta DI_h + \Delta DI_p + \Delta DI_f + \Delta DI_x \dots \dots (7)$$

ここに

$DI_f, \Delta DI_p$: (2) 式の場合と同じである.

ΔDI_h : (2) 式の場合と同じであるが, フェライトの固溶硬化および低温変態生成物の存在などによる硬化をも含めて取扱う.

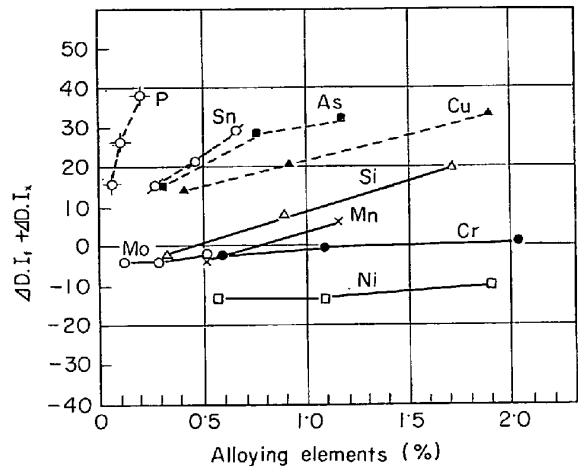


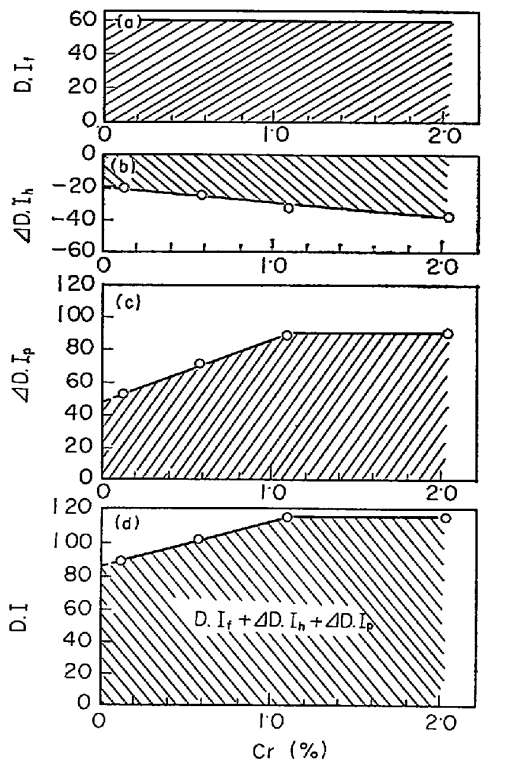
Fig. 4. Effect of alloying elements on the contribution to drillability being eliminated that of hardness and stress concentration by pearlite.

ΔDI_f : フェライト中への固溶による延性 (均一伸び) の低下にともなうドリル穿孔性に有利な効果に相当する寄与量

ΔDI_x : その他の合金元素の効果に相当する寄与量

(7) 式において, $DI_f = 60, \Delta DI_h = 2(55 - H)$ とおき, ΔDI_p は Fig. 3(d) で示される ΔDI_p とパーライト量との関係より求め, Fig. 1 の実験結果より ($\Delta DI_f + \Delta DI_x$) を計算し, Fig. 4 に合金元素量との関係において示した Fig. 4 より知られるごとく, Cr, Mn および Mo などの炭化物生成元素が添加された場合には, $\Delta DI_f + \Delta DI_x$ は小さく, P, Sn, As, Cu および Si のごとき主としてフェライト中に固溶し, フェライトを硬化させる合金元素の場合には, これら合金元素量の増加とともに $\Delta DI_f + \Delta DI_x$ は増大している. また Ni 添加の場合においては, $\Delta DI_f + \Delta DI_x$ は負の値を示している.

Cr, Mn および Mo の添加の場合のごとく, $\Delta DI_f + \Delta DI_x$ が小さいことは, これら合金元素のドリル穿孔性に及ぼす影響が主としてパーライト量の増加による ΔDI_h と ΔDI_p の寄与により決定されうることを示している. Fig. 5 に Cr がドリル穿孔性に及ぼす影響を (7) 式にしたがって, $DI_f, \Delta DI_h$ および ΔDI_p に分離して示したが, Cr 添加によるドリル穿孔性の大きな向上は, パーライト量の増加による応力集中源としての作用にもとづくドリル穿孔性に有利な効果 ΔDI_p が, 硬さ上昇にもとづくドリル穿孔性に不利な効果 ΔDI_h を上まわっていることを明りように示している. Mn の添加についても, その量が 1.16% までは Cr 添加の場合とまったく同一に考えることができるが, Mn の添加が 2.10% 程度になつた場合には, マルテンサイトの混在するペーナ



$D.I_f$: drillability of ferrite
 $\Delta D.I_p$: hardness contribution
 $\Delta D.I_p$: stress concentration contribution of pearlite

Fig. 5. Effect of chromium on drillability.

イト組織を呈し、硬さ上昇がいちじるしく $-\Delta D.I_h$ が大となり全体としてドリル穿孔性はパーライト組織の場合より大きく低下する。Moの場合には、0.28%以上添加されると上ベナイト組織が混在するが、 $\Delta D.I_f + \Delta D.I_x$ は小さく、したがって上ベナイトの混在するパーライト組織の応力集中源としての作用は、層状パーライト組織と同じ程度に評価することができよう。しかし上ベナイトの混在は硬さ上昇の原因となるので、 $\Delta D.I_h$ が小となり層状パーライト組織に比較してドリル穿孔性は低下する。Moのドリル穿孔性を改善する効果がCrまたはMnと比較して小さいのは、上述したベナイト組織の混在による硬さ上昇のためであるが、これに加えてパーライト量の増加がCrあるいはMnに比較して小さいことも一因となつていと考えられる。

前述したごとく、P, Sn, As, Cu および Si の添加は、 $\Delta D.I_f + \Delta D.I_x$ を増大させるが、その増大の程度は $P > Sn > As > Cu > Si$ の順である (Fig. 4)。Fig. 6 には、これらの元素の添加による硬化の程度と $\Delta D.I_f + \Delta D.I_x$ との関係を示したが、元素の固溶硬化度に対する $\Delta D.I_f + \Delta D.I_x$ の増加の割合は、As がもつとも大きく、P, Cu, Sn で同程度でこれにつづき、Si がもつとも小さい。

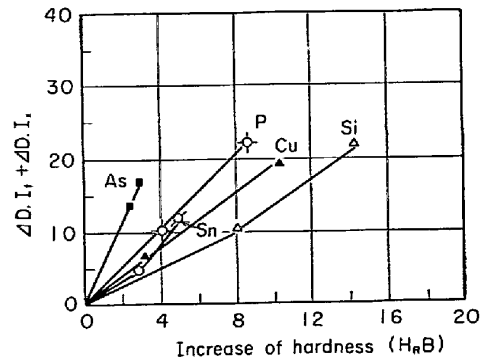
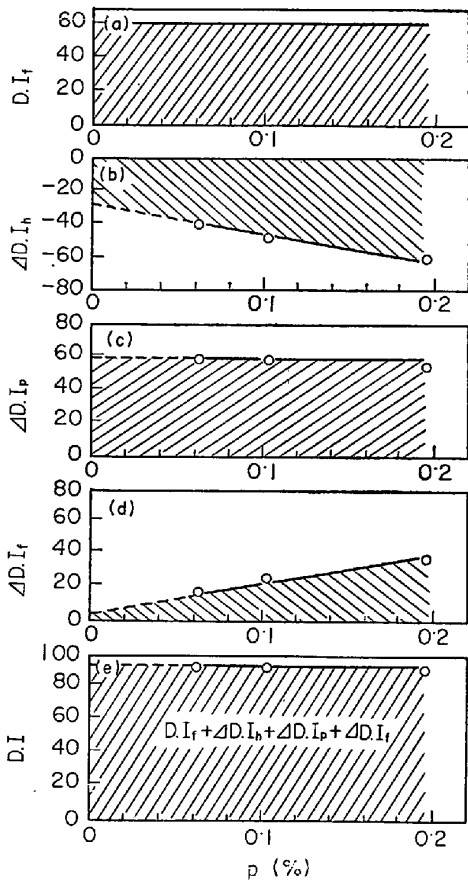


Fig. 6. Effect of increase of hardness on $\Delta D.I_f + \Delta D.I_x$.

(5)式において、これら合金元素添加による硬さの上昇が等しければ、加工硬化率 c は同程度の値が期待され、したがって均一伸び ϵ^* の減少の程度も等しいであろう。事実 Fig. 6 にみるごとく、P, Sn および Cu については、これら合金元素の添加による固溶硬化が同じであれば、 $\Delta D.I_f + \Delta D.I_x$ はほぼ同一である。このことより P, Sn および Cu については、 $\Delta D.I_f + \Delta D.I_x$ の効果のうち、 $\Delta D.I_x$ は無視できると考えられ、 $\Delta D.I_f$ の効果のみが Fig. 4 に示されているものと考えることができる。Fig. 6 より As については正の $\Delta D.I_x$ の効果が、Si については負の $\Delta D.I_x$ の効果が存在することを示していることが知られるが、As については合金元素としての作用のほか、結晶粒界への偏析傾向が強く、マイクロクラックの発生を助長する作用にもとづくものと考えられ、一方 Si についてはパーライトコロニーの縮小化および粒状化の作用によるものが考えられる。

Fig. 7 には、ドリル穿孔性に及ぼす P の影響を (7) 式にしたがつて $D.I_f$, $\Delta D.I_h$, $\Delta D.I_p$ および $\Delta D.I_f$ に分離して示したが、P 添加によるフェライトの硬化のためのドリル穿孔性に不利な効果 $\Delta D.I_h$ とフェライトの延性の低下のための有利な効果 $\Delta D.I_f$ が相殺し、ドリル穿孔性は全体として P によつて影響を受けないことが知られる。Cu および Sn 添加については、P の場合と同様に考えることが可能と思われる。Ni の添加は Fig. 5 にみるごとく、 $\Delta D.I_x$ が負の値を示し、フェライトの延性を増加させる合金元素としての作用を考慮する必要があることを示している。Ni は Cr および Mn に比較してパーライトの増量効果が小さいほか、前述したフェライトの延性を高める作用により、ドリル穿孔性を向上する効果は小さい。

要するに、焼準状態の鋼のドリル穿孔性に及ぼす影響は、合金元素の作用として、(1)フェライト中への固溶硬化、(2)共析炭素量の低下にともなうパーライトの増量



$D.I_f$: drillability of ferrite
 $\Delta D.I_h$: hardness contribution
 $\Delta D.I_p$: stress concentration contribution of pearlite
 $\Delta D.I_f$: contribution by decrease of ferrite ductility

Fig. 7. Effect of phosphorus on drillability.

効果, (3) Ar_1 変態温度低下による組織の変化を考慮

し, それらの作用を主として硬さ (せん断降伏応力) 上昇によるドリル穿孔性に不利な効果 ($\Delta D.I_h$) とパーライトの応力集中源としての有利な効果 ($\Delta D.I_p$) およびフェライトの延性低下による有利な効果 ($\Delta D.I_f$) に分離することによつて解釈することができ, また $\Delta D.I_p$ および $\Delta D.I_f$ の効果は全体として均一伸びの減少による効果とも考えることができるのである。

3.4 球状化焼鈍後冷間引抜きした鋼のドリル穿孔性に及ぼす合金元素の影響

前述したごとく, 0.3% C 以下の低炭素鋼は球状化焼鈍後冷間鍛造され, 仕上げ切削される場合も多く, 冷鍛性のみならず被削性をも考慮した合金元素の選択は, 重要な課題であると考えられる。R. J. COOKSEY¹³⁾は, 冷間押出加工に適した元素として, 焼入性をも考慮して, Mn, B, Cr および Mo をこの順序にあげているが, 本研究では, 上記元素およびCを添加元素としてとりあげ, Table 2 に示すごとくこれらの元素を2水準により L_{16} 直交配列表を用いてわりつけた M 系列の 16 鋼種の試料を使用し, 焼準および球状化焼鈍後冷間引抜き, この状態でのドリル穿孔性に及ぼす C, Mn, Cr, Mo および B の影響について検討した。なお, 焼準処理は 920 °C, 1 hr オーステナイト化後空冷, 球状化焼鈍は 750 °C, 5 hr 保持後, 10 °C/hr 徐冷, 550 °C より空冷が施されている。冷間引抜きは 28φ より 25φ に引抜きしたが, 引抜き率は断面収縮率で約 20% である。

球状化焼鈍を施した試料の顕微鏡組織は大体3つに分類することができるが, Photo. 2 にそのおのこの代表的

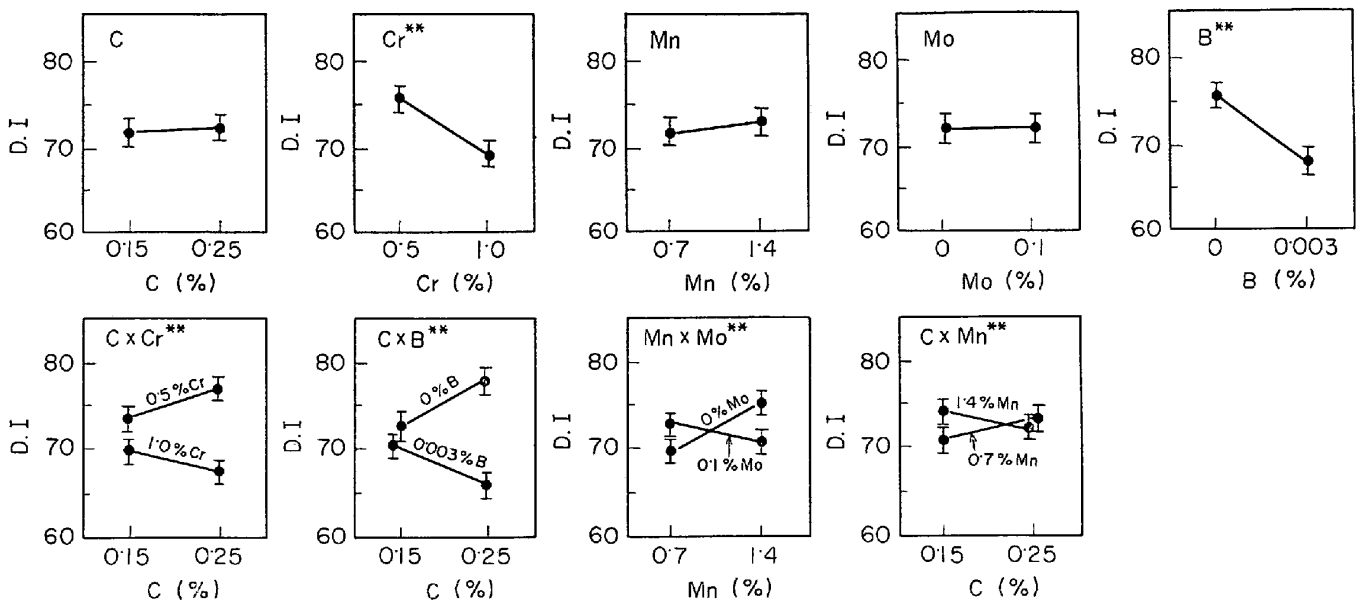
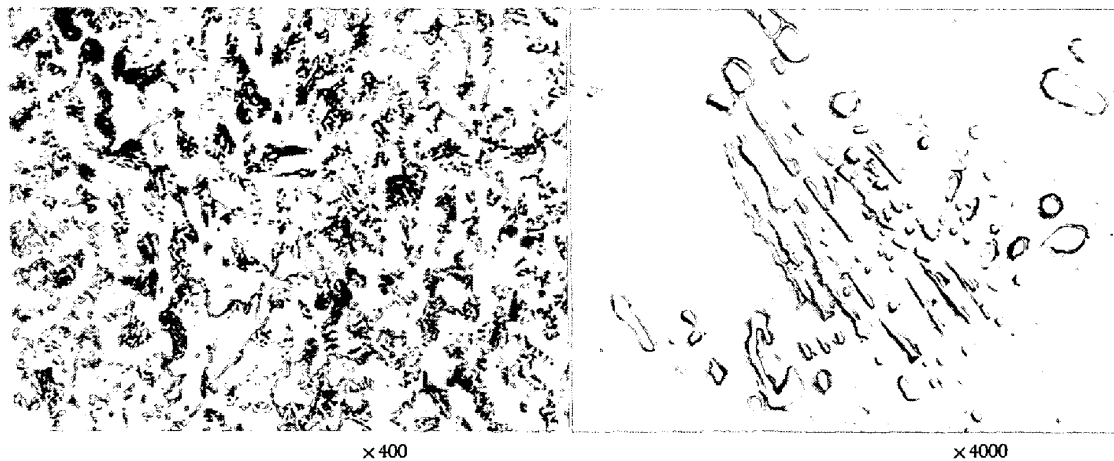
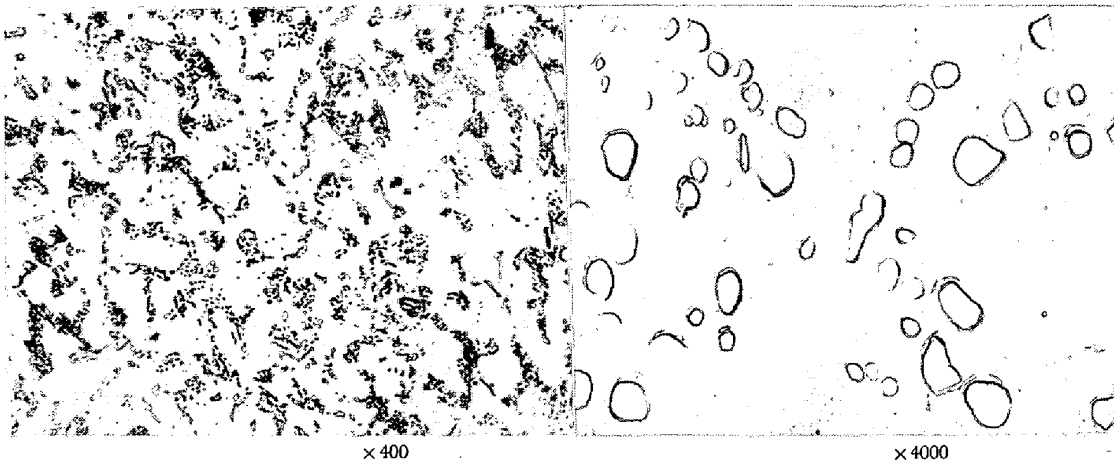


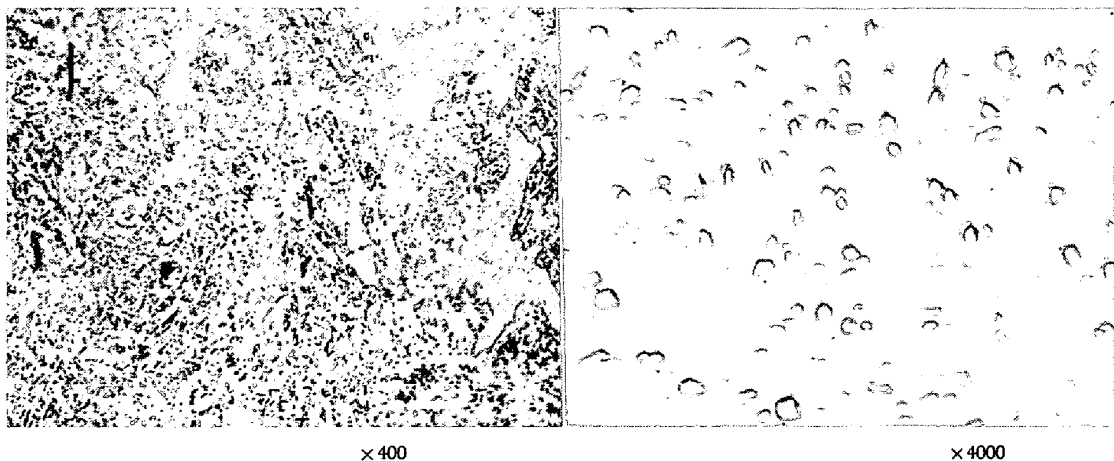
Fig. 8. Effect of C, Cr, Mn, Mo and B on drillability of spheroidized and cold drawn M-series specimens.



(a) No M11 (0.25C-1.4Mn-0.5Cr) D. I. 84



(b) No M9 (0.25C-0.7Mn-0.5Cr-0.003B) D. I. 70



(c) No M15 (0.25C-1.4Mn-1.0Cr-0.003B) D. I. 60

Photo. 2. Microstructure of spheroidized M-series specimens.

な例を示した。写真にみるごとく分類される3つの組織とは、(1)炭化物の不均一な分布を有し、一部層状パーライトの原形を残す不完全な球状化パーライト組織 (Photo. 2 (a)), (2)炭化物の不均一な分布を有する球状化パーライト組織 (Photo. 2 (b)), (3)炭化物の均

一な分布を有する微細な球状化パーライト組織 (Photo. 2 (c)) である。これらの球状化組織は明らかに球状化焼鈍前の焼準組織の影響が残されている。すなわち、上記(1)および(2)の組織はフェライト-層状パーライト組織または上パーライトが混在したフェライト-パーラ

イト組織が球状化したものであり、(3)の組織は均一なペーナイト組織が球状化したものである。

また硬さについてみると球状化焼鈍状態における硬さは C, Cr, Mn および Mo 量の増加によつて上昇し、Bの添加によつてやや低下する傾向がある。冷間引抜後の硬さは、冷間引抜による加工硬化の影響がCおよび合金元素量の低い水準においてより大きくCおよび合金元素量の高い水準においてはそれ程大きくないため、合金元素量の増加に帰因する硬さの上昇は冷間引抜後の場合、球状化焼鈍のままの場合と比較して小さくなっている。

Fig. 8にはドリル穿孔性に及ぼす C, Mn, Cr, Mo および B の影響の検討結果を示したが、主効果としては Cr および B に、交互作用としては C×Cr, C×B, Mn×Mo および C×Mn に危険率 1% で有為な効果が認められ、C およびこれら合金元素のドリル穿孔性に及ぼす効果は共存する他の合金元素によつて大きな影響を受けることが知られる。C量が0.15%より0.25%に増加することによりドリル穿孔性は、Cr量が0.5%の場合には向上するが Cr量が1.0%の場合には逆に劣下する。一方 Crについてみれば、Cr量が0.5%より1.0%に増加すると、C量が0.15%の場合にはドリル穿孔性の劣下は小さいが、C量が0.25%の場合にはドリル穿孔性を大きく低下させる。CとCrとの間に認められるような交互作用はCとBの間にも認められ、B処理されない試料の場合には、C量が0.15%より0.25%に増加することによりドリル穿孔性は向上するが、B処理された試料においては、C量の増加によつてドリル穿孔性は劣化する。みかたを変えてBの方よりみれば、C量が0.15%の場合にはドリル穿孔性に及ぼすB処理の影響はほとんど認められないが、C量が0.25%の場合にはB処理によつてドリル穿孔性は劣下する。MnとMoおよびCとMnの間にも同じような交互作用があるが、それらのドリル穿孔性に及ぼす影響は小さい。

本研究に用いたM系列16種の試料の球状化組織は、球状化程度によつて3つに分類されうことはすでに述べたが、この3つに分類される組織はドリル穿孔性との間にも明らかな関係が認められる。Photo. 2にはまたそれぞれにドリル穿孔性指数も併記して示しているが、球状化の進行とともにドリル穿孔性の劣下は明らかである。

3.5 ドリル穿孔性に及ぼす球状化パーライト量の影響

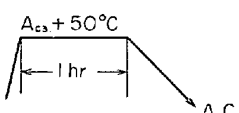
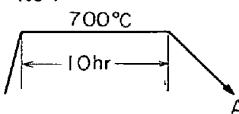
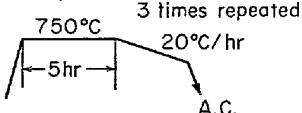
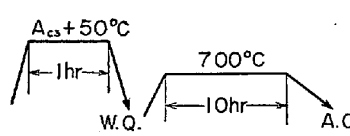
著者ら⁴⁾は前報において、Cr肌焼鋼を用い種々の熱処理組織の被削性に及ぼす影響について検討した結果、ドリル穿孔性はパーライトの形状、分布状態によつて大きく影響され、焼鈍または焼準処理した層状パーライト組

織の場合穿孔性もつともすぐれ、パーライトコロニー内の球状化が進行するにしたがつて穿孔性は劣下し、さらに球状化が進行し、炭化物が凝集して大きくなり、その分布が均一になると穿孔性はよりいちじるしく劣下することを報告した。

この層状パーライトの球状化の進行にともない被削性が劣下するのは、層状パーライトの球状化にともない降伏せん断応力は低下するとはいえ、応力集中源としてのパーライトの効果を減ずるため、この後者の影響が大となるからであると考えられるが、本研究では、層状パーライト量の被削性に及ぼす効果の検討に引きつづき、上記考察を0.1~0.8%の範囲にC量を変化させた鋼について確認すべく、N系列の試料を用いて球状化程度を変化させ、ドリル穿孔性に及ぼす球状化パーライト量の影響について検討を行なった。

パーライトの球状化程度を変化した組織をうるためには種々な熱処理を施すことによつて調整した。用いた熱処理カーブを Table 3 に示したが、Photo. 3に0.41% C鋼(試料 N5)の場合についてN系列の試料を代表してその顕微鏡組織を挙げた。写真にみるごとく、試料 N5において、熱処理カーブのNo1を施すとフェライト-層状パーライト組織となるが、熱処理カーブNo2を行なうとパーライトコロニー内の球状化が一部進行した組織となる。熱処理カーブNo3およびNo4を施した場合は、いずれも球状化パーライト組織となるが、No3の場合炭化物の粒は、No4の場合よりも大きくその分布はより不均一である。

Table 3. Heat treatment of N-series specimens.

No	Heat treatment
1	
2	After No 1 
3	After No 1, following cycle 3 times repeated 
4	

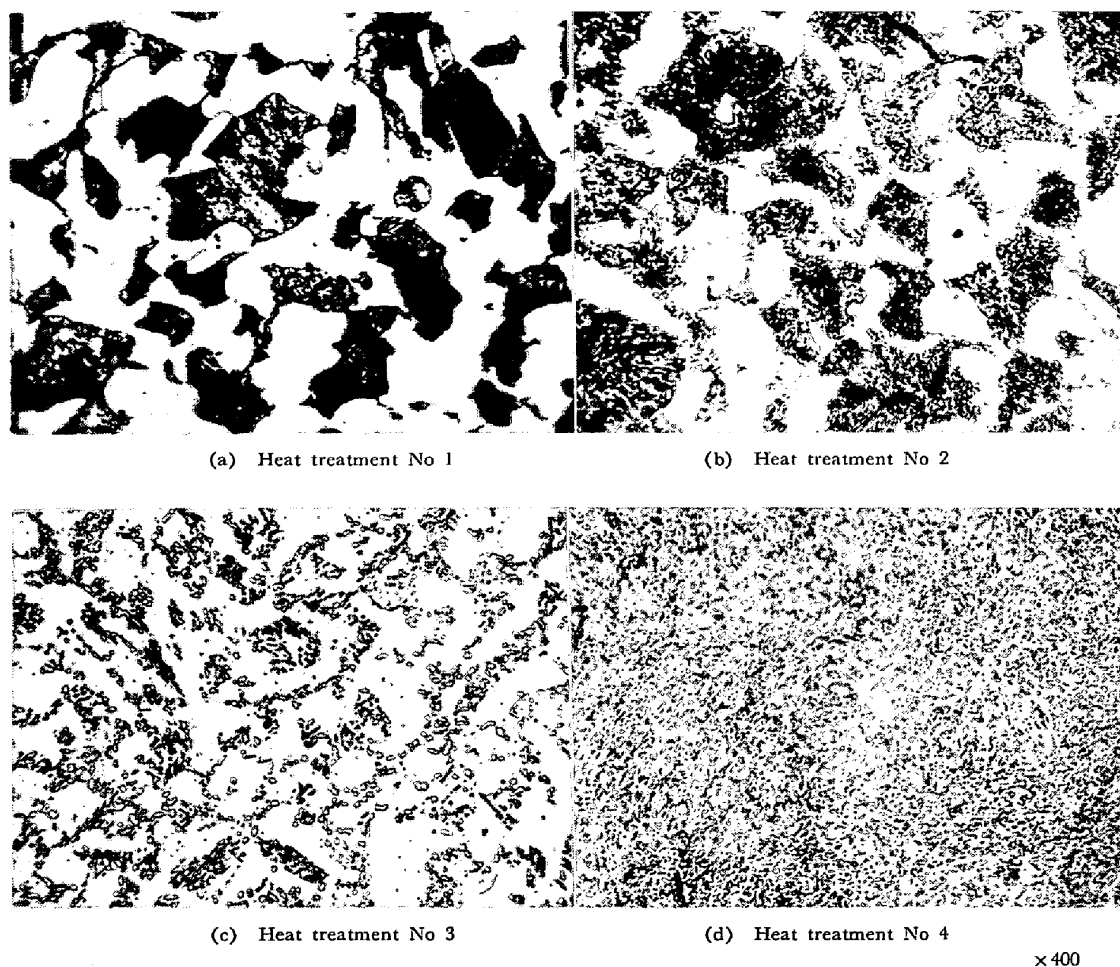


Photo. 3. Microstructure of NoN-5 specimens.

Fig. 9 には Table 3 に示した熱処理を行ない、球状化程度の異なるパーライト組織を有するN系列の試料のドリル穿孔性、硬さおよび熱処理カーブ No 1 を施してえられる層状パーライト量と C% との関係を示した。図より知られるごとく、層状パーライト組織のドリル穿孔性はずっともすぐれており、パーライトコロニー内の球状化が進行すると穿孔性は劣下し、球状化パーライト組織となるとドリル穿孔性がもつとも低下することが認められる。とくに球状化炭化物粒径が小さく、その分布が均一である熱処理 No 4 が施された場合は穿孔性の劣下がいちじるしい。このような層状パーライトの球状化の進行にともなう穿孔性の劣下は、著者らが Cr 肌焼鋼について報告した前報⁴⁾の結果と一致しているが、C量にかかわらず穿孔性の良否の順位は変化しないことが Fig. 9 より明らかである。

一般には、鋼の被削性は低炭素鋼では焼準または焼鈍によつてえられる層状パーライト組織がすぐれており、中炭素鋼では焼鈍によつてえられる一部球状化が進行した粗い層状パーライト組織がすぐれ、また高炭素鋼では

球状化パーライト組織が好ましいとされている¹⁴⁾。しかしながら著者らは鋼の被削性の良否は、被削性の判定基準、切削方法、切削条件などによつても異なり、一つの切削試験方法の結果で判断するのは適切ではないと考えている⁴⁾。本研究での標準試料の平均穿孔時間は約0.26minであり、0.04 mm/rev の送りに相当しているが、穿孔条件の相異によつて熱処理組織の差にもとづくドリル穿孔性の良否の順位に影響が生じるかどうか検討を行なつた。ドリル穿孔性試験の条件における回転数および定荷重を1100 rpm, 45 kg と1900 rpm, 30 kgの場合について試料 N5 (0.41% C) 用い熱処理カーブ No 1, No 2 および No 3 を施してドリル穿孔性を検討した。Table 4 にその結果を示した。同表には、試料 N5 (0.41% C) についての Fig. 9 の結果 (回転数1100 rpm 定荷重 30 kg) をも比較のため併示してある。Table 4 より、ドリル穿孔性は、穿孔条件の差にはむしろ影響されず、パーライトの球状化の進行にともない劣下していることが明りようである。ドリル穿孔性は低切削速度における切削抵抗よりみた被削性を示しているものであり、したが

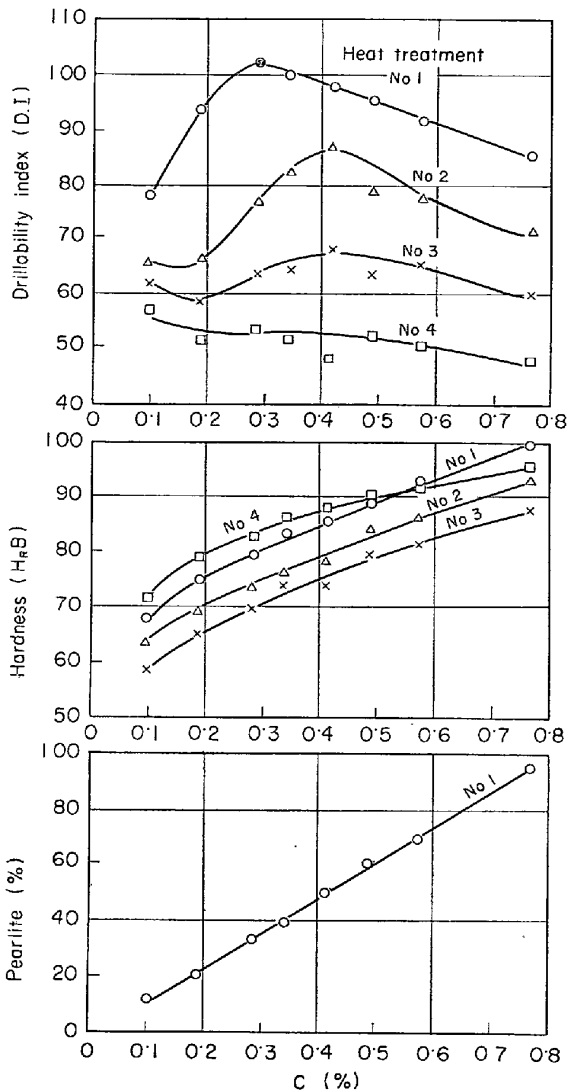


Fig. 9. Effect of carbon of N-series specimens on drillability, hardness and pearlite fraction

つて低切削速度で軽切削され切削抵抗の低いことが要求されるような切削加工においては、中高炭素鋼においても層状パーライト組織が適当であると結論される。

観点をかえドリル穿孔性をもつともすぐれているC量についてみると、熱処理カーブ No 1 を施した層状パーライト組織では 0.29% であり、熱処理カーブ No 2

および No 3 を施し、球状化が一部進行したパーライト組織および球状化パーライト組織では 0.41% と高C量側に移行している。熱処理カーブ No. 4 を施した均一な分布の微細な球状化パーライト組織では、C%とともにドリル穿孔性は劣化する傾向が認められる。

Fig. 10 は、Fig. 9 の結果において、ドリル穿孔性指数を(2)式にしたがつてパーライト増加に帰因する硬さ(せん断降伏応力)の上昇ともなう不利な効果に相当する量 (ΔDI_h) とパーライトの応力集中源としての有利な効果に相当する量 (ΔDI_p) に分離し、 ΔDI_p とパーライト量との関係として図示したものである。なお、パーライト量は熱処理 No 1 を施した層状パーライト組織において測定した値である。図にみるごとく、パーライトの球状化の進行とともに、パーライトの応力集中源としての効果に相当する量 (ΔDI_p) は小となる。そして球状化の進行にともないドリル穿孔性に不利な硬さの上昇にもとづく寄与量 (ΔDI_h) もまた小となるが同時に ΔDI_p も小となるので全体として ΔDI_p の減少の効果が ΔDI_h 減少の効果より大きく、その結果球状化の進行とともに

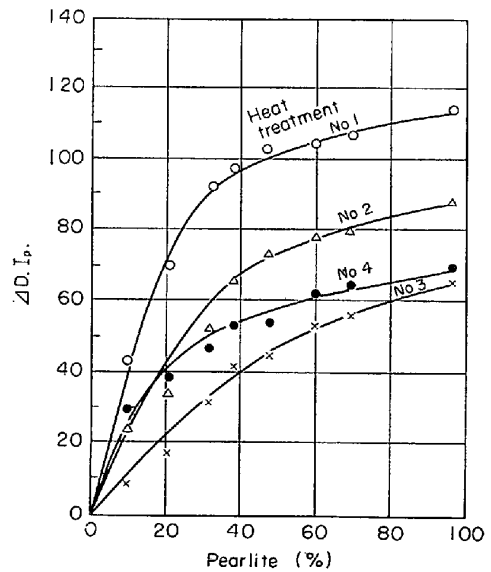


Fig. 10. Effect of stress concentration contribution of pearlite to drillability of N-series specimens.

Table 4. Drillability Index of NoN-5 specimens with different drilling conditions.

Spindle speed (rev/min)	Load (kg)	Drillability Index			Average drilling time of S15C standard specimen (min)
		Heat treatment No 1	Heat treatment No 2	Heat treatment No 3	
1 100	30	98	87	67	0.260
1 100	45	95	84	64	0.195
1 900	30	101	86	65	0.189

ドリル穿孔性は低下するのである。

PICKERING ら¹²⁾は均一伸びがパーライトの球状化によりいちじるしく上昇することを明らかにしており、これは Fig. 10 に示されるパーライトの球状化の進行にともなう ΔDI_p の低下と対応している。また熱処理カーブ No 3 を施した球状化パーライト組織の ΔDI_p は熱処理カーブ No 4 を施した均一かつ微細な球状化パーライト組織よりもとくに低C量側において小さいのは、後者の硬さが高く、(4)式の a が大きくなり、したがって ϵ^* が小さくなることに対応していると考えられる。

3.6 球状化焼鈍後、冷間引抜した鋼の被削性と合金元素との関係に関する考察

ドリル穿孔性に及ぼす球状化パーライト量の影響に関する検討を行なった結果、球状化組織を有する鋼のドリル穿孔性はパーライトの球状化の進行とともに低下し、とくに均一な分布かつ微細なパーライト組織の場合、もつとも劣下する。この球状化の進行にともなうドリル穿孔性の劣下は、硬さの低下によりせん断降伏応力を減少させ切削抵抗を低下させる効果と、パーライトの応力集中源としての作用を低めてせん断角を低下させ、切削抵抗を上昇させる効果の二つの相反する性質に分離して考察できることを示した。

著者らは、前報⁴⁾において球状化焼鈍した Cr 肌焼鋼 (JIS-SCr22) を用いて、冷間引抜率を 5, 10 および 30% に変化させてドリル穿孔性におよぼす冷間加工の影響について検討した結果、ドリル穿孔性は冷間加工によつてほとんど影響を受けないことを明らかにした。そしてこの原因は冷間加工による硬さ上昇にもとづく切削抵抗増加の効果と延性 (均一伸び) の低下にもとづくせん断角の増加、したがって切削抵抗低下の効果という二つの相反する性質がドリル穿孔性に同程度に寄与したためと考えられる。

上述のドリル穿孔性が冷間加工によつて影響を受けないという事実⁴⁾、すなわち、球状化焼鈍組織のドリル穿孔性が、冷間引抜の前後で同一の値を示すということを考慮して、M系列の試料について球状化焼鈍状態の硬さより ΔDI_h を求め、これを(2)式に代入して ΔDI_p (パーライトの応力集中源としての効果) を計算して、パーライト量との関係を図示したのが Fig. 11 である。なおパーライト量は各試料に等温焼鈍を施して層状パーライト組織に調整し、その組織を点算法 (10 視野, 400 倍) で面積率として測定した平均値である。Fig. 11 にはまた、N系列試料について求めた球状化程度の異なる組織の ΔDI_p とパーライト量との関係を示す曲線を Fig. 10 より併せて再掲した。Fig. 11 より知られるごとく、

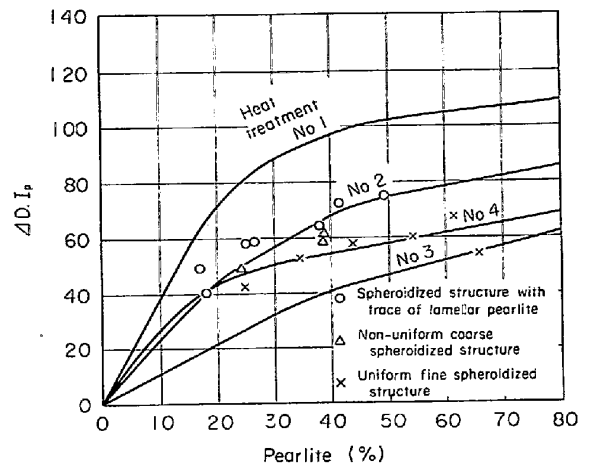


Fig. 11. Effect of pearlite fraction on stress concentration contribution of pearlite to drillability of spheroidized and cold drawn M-series specimens.

ΔDI_p はあるばらつきをもつてパーライト量の増加とともに大きくなるが、球状化程度によつて層別してみると、Photo. 3(a) で代表されるような炭化物が不均一な分布をもち、かつ層状パーライトの原形を残す不完全な球状化パーライト組織は、同一パーライト量で比較した場合、 ΔDI_p の値がもつとも大きく、N系列試料について熱処理カーブ No 2 が施された組織の ΔDI_p を示す曲線に比較的近い値を示している。また Photo. 3(d) で代表されるような分布が不均一かつ微細なパーライト組織の ΔDI_p はもつとも小さく、熱処理カーブ No 4 を施してえられた均一かつ微細な球状化パーライト組織の ΔDI_p 値と類似した値を示している。さらに Photo. 3(b) で代表される不均一な分布を有する球状化パーライト組織の ΔDI_p は、熱処理カーブ No 2 および No 4 が施された球状化組織の ΔDI_p の中間の値を示し、熱処理カーブ No 3 が施された場合の ΔDI_p に比較して大きい。これはN系列試料について熱処理カーブ No 3 を施した球状化組織 (Photo. 3(c)) が Photo. 2(b) で代表される球状化組織に比較して炭化物粒がより大きく、かつより均一な分布を有していることによるものと考えられる。

つぎに観点をかえて、ドリル穿孔性に及ぼす合金元素すなわち C, Mn, Cr, Mo および B の影響についてみると、これらの元素のドリル穿孔性に及ぼす影響は、主としてパーライト量を増加させる作用と、球状化焼鈍前の焼準処理においてペーナイトの生成傾向を高め、球状化組織を均一かつ微細にする作用の2つに分けて考察することができる。C, Mn, Cr および Mo はパーライト量を大とする作用をもっている。Mn, Cr および Mo

は変態点を下げ、また B はフェライトの生成を遅延させ、いずれもパーライト生成傾向を高めるが、この傾向は C の増加によつてより大きくなる。すなわち、Fig. 8 より明らかなように Cr, Mn および B の含有量がそれぞれ、0.5, 0.7 および 0% と低水準の場合には、C 量の増加とともにドリル穿孔性は向上するが、これは ΔDI_p の穿孔性上昇の効果が ΔDI_h の穿孔性低下の効果以上に大きいことに対応している。しかし Cr, Mn および B 含有量の水準がそれぞれ 1.0, 1.4 および 0.003% と高水準の場合には、C 量の増加によつて球状化焼鈍前の焼準処理でパーライト組織が生じやすく、したがつて Photo. 2(b), (c) で代表されるごとき球状化組織を呈し、パーライト量の増加よりも球状化の進行にともなう ΔDI_p の低下が大きく、さらに C 量の増加によつて硬さも上昇して ΔDI_h の被削性を負とする効果も大となつてドリル穿孔性は低下する。また Mo と Mn においてもこれらの交互作用について上述の場合と同一に論ずることができよう。

以上、球状化焼鈍後、冷間引抜した低炭素鋼のドリル穿孔性に及ぼす Mn, Cr, Mo および B の影響について検討してきたが、その結果これら元素のドリル穿孔性に及ぼす効果は共存する他の合金元素によつて大きく影響されるが、硬さ（せん断降伏応力）の増加による切削抵抗を向上させる効果と、パーライト量および球状化程度を考慮したパーライトの応力集中源としての作用によりせん断角を大とし切削抵抗を低下させる効果の 2 つの相反する性質に分離して考察することにより C およびその他合金元素のドリル穿孔性に及ぼす影響が把握されうることを明確にした。

4. 結 言

低炭素鋼のドリル穿孔性に及ぼす合金元素の影響について検討した結果、つぎの諸結果をえた。

(1) 焼準処理を施し、主としてフェライト-層状パーライト組織を有する低炭素鋼において、合金元素のドリル穿孔性に及ぼす効果の点で 2 つのグループに大別される。1 つのグループは、Cr に代表されるごとき共析 C 量を下げることによつてパーライトの増量効果が大きく、フェライトの固溶硬化程度の小さい元素であり、他のグループは、P に代表されるごときフェライトへの固溶硬化程度が大きく、パーライトの増量効果の認められない元素である。前者のグループに属する元素は、パーライト量の増加によりパーライトの応力集中源としての作用によつての切削抵抗低下の効果が、硬さ上昇による切削抵抗向上効果より大で、ドリル穿孔性を大きく向上

させる。このグループには Cr のほかに Mn および Mo が属するが、Mn および Mo はその添加量が増加するとマルテンサイトの混在するパーライト組織を呈することもあり、この場合硬さの上昇が大きく、ドリル穿孔性を低下させる。後者のグループに属する元素は、フェライトへの大きな固溶硬化による切削抵抗向上の効果とフェライトの延性低下（均一伸びの減少）作用による切削抵抗低下の効果が相殺し、ドリル穿孔性に及ぼす影響は小さい。このグループには P のほかに Cu, Sn, As および Si が属するが、この中で As はドリル穿孔性に正の影響をあたえ、Si はこれと逆に負の効果をあたえる。Ni はパーライト量を増加させドリル穿孔性に及ぼす効果の点で Cr と同じグループに属するが、ドリル穿孔性を向上させる効果は小さく、むしろフェライトに延性をあたえる元素として考慮しなければならない。

(2) 球状化焼鈍後冷間引抜した低炭素鋼において、合金元素のドリル穿孔性に及ぼす効果は、硬さ、パーライト量および球状化の程度より、せん断降伏応力の増加による切削抵抗向上効果およびパーライトの応力集中源としての作用による切削抵抗低下の効果に分離して考察することができる。球状化焼鈍後冷間引抜した状態での鋼のドリル穿孔性は、C および合金元素によつて大きな影響を受けるが、0.5% より 1.0% の Cr の増加および B の添加はドリル穿孔性を劣下させ、C 量が 0.15% より、0.25% に増加するとその効果は大となる。

(3) 鋼の被削性を評価する簡易切削試験としてのドリル穿孔性試験は、せん断降伏応力の増加（硬さの上昇）による切削抵抗上昇の効果と均一伸びの減少によるせん断角増大、切削抵抗低下の効果の 2 つの相反する性質に分離して考察することを可能とすると思われる。したがつて加工硬化率に対する降伏強度の比 (a/c) が大きく、降伏強度 (a) の低い鋼は切削抵抗が小さく、ドリル穿孔性は良好であると結論されよう。

おわりに、本研究の遂行に絶えずご指導をいただいた愛知製鋼(株)丸田良平、荒川武二氏の両氏に厚く御礼申し上げます。

文 献

- 1) 荒木, 山本: 鉄と鋼, **57** (1971) 13, p. 1912
- 2) G. B. TROUP: American Machinist Special Report No 543 (1963)
- 3) 奥島, 岩田: 材料, **12** (1963) 119, p. 550
- 4) 山本, 熊谷: 鉄と鋼, **59** (1973) 1, p. 100
- 5) 荒木, 谷地, 吉松: 鉄と鋼, **51** (1965) 5, p. 1071
- 6) 荒木, 小柳, 大橋: 鉄と鋼, **45** (1959) 3, p. 353

-
- 7) 貴志：鉄と鋼, **53** (1967) 11, p. 1311
- 8) たとえば 日本金属学会編：金属便覧 (1971) p. 1466 [丸善]
- 9) *M. E. MERCHANT* and *N. ZLATIN* : Trans. Amer. Soc. Metals, **41** (1949), p. 647
- 10) 荒木, 谷地：鉄と鋼, **50** (1964) 12, p. 2019
- 11) 須藤：電気製鋼, **39** (1968) 3, p. 170
- 12) *T. GLADMAN, B. HOLMES* and *F. B. PICKERING* : J. Iron steel Inst., **182** (1970) 2, p. 172
- 13) *R. J. COOKSEY* : Metal Forming, **35** (1968) 4, p. 98
- 14) *A. S. M* : Metals Handbook, **1** (1961), p. 302
-