

(145) DH 真空脱ガス処理による線材の加工性の向上

八幡製鉄, 八幡製造所

松田 亀松・〇入江 芳弘

〃 光製鉄所

岡本 一生・江口 直記

〃 技術研究所 中島 浩衛

Improvement on Workability of Wire Rod by DH Vacuum Degassing

Kamematsu MATSUDA, Yoshihiro IRIE

Kazuo OKAMOTO, Naoki EGUCHI

and Kōe NAKASHIMA

1. 緒 言

鋼材の加工性は多くの因子によつて決まる性質で、単純な性質ではなく、また試験方法によつても異なつてくるが、線材の冷間加工性は曲げ、捻回試験、heading および圧縮破壊などで示されている。捻回、heading、圧縮などの冷間加工性におよぼす材質の影響については明らかでないが、曲げ加工性については^{2, 3}の報告があり^{1)~3)}、大型の介在物が有害で、均一に微細に分散している場合、加工性は良好であるといわれている。

DH処理では非金属介在物が減少し、微細化する効果のあることが認められており⁴⁾、また冷間圧造用鋼をDH処理することは外国でも実施されていると伝えられている。われわれは八幡製造所第3製鋼工場のDH設備を用いてDH処理による加工性の向上を確認するための試験を行なつてきた。試験は平炉で精錬した溶鋼にDH処理をほどこし、圧延された線材について、これらの用途が冷間鍛造、および heading 材に使用される所から据込成形および捻回試験によつてDH処理線材の冷間加工性を調査した。

2. 試験方法

2.1 鋼種

Al および Si で脱酸した Table 2 の冷間圧造用鋼材 6 ヒート (DH処理 4 ヒート, 非処理 2 ヒート) を加工

性の試験対象とした。

2.2 工程

平炉で溶製された DH 処理鋼は、30~40°C 高い温度で出鋼するが、Mn 含有量は目標範囲の下限となるように調整する。ついで規定された時間の脱ガスを行なつた後合金添加を行なつて目標中心値に成分を調整した。C の調整および合金添加後の攪拌は先の報告⁵⁾に基づいて設定した標準にしたがつた。溶鋼は 5 t の鋼塊としたが造塊工程以降は DH 処理、非処理鋼とも同様に 9.5 mm φ の線材まで圧延した。

2.3 調査方法

造塊の初期、中期および末期に相当する鋼塊の top, mid., bot. 位置に相当するビレットおよび線材より試料を採取し、分析、地疵、介在物および加工性を調査した。分析方法は真空溶融法および学振・真空加熱抽出法で酸素および水素分析を行なつた。地疵測定は JIS による鋼の地疵肉眼試験方法 (G 0566) を若干改めた方法で、呼び直径 (D) が 75 mm 未満のものについては一段目の長さ (l) を 127 mm とし、地疵番号の 0.5 に相当するものは測定値より除いて行なつた。非金属介在物の測定は point count 法で 60 視野 400 倍で観察した。線材の加工性は heading 試験、熱間および冷間での捻回試験および camplasto meter による据込成形性を調査比較した。heading 試験は 9.5 mm φ 線材から 7.2 mm φ に冷間引抜きを行なつた後、焼鈍の有無にわけ、さらに 6.8 mm φ にスキンパスをかけた材料について試験を行なつた。熱間捻回試験はビレットの表層部より切出された試料 (平行部の長さ 40 mm, 径 10 mm) を温度を変えて捻回し、冷間捻回試験は heading 試験と同等条件について 200 mm スパン、常温で捻回した。据込成形による試験は 9.5 mm φ の as roll 材、冷間引抜き材、焼鈍材および焼鈍・調圧したものについて静的荷重に近い状態でそれぞれ行なつた。

3. 試験結果および考察

3.1 ガス含有量

鋼片および線材でのガス含有量を Table 2 に示した。

Table 1. Chemical composition of wire rod.

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cu %	Sol Al %
0.10~0.50	0.15~0.35	0.30~0.90	<0.030	<0.030	<0.25	<0.020

Which contains eight groups

Table 2. Ladle analysis and gas content.

Treatment	Heat No.	Ladle analysis							Gas content			
		C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cu %	Sol Al %	Billet		Wire rod	
									O ppm	H ppm	O ppm	H ppm
DH	1	0.26	0.24	0.46	0.020	0.021	0.05	0.010	18	0.4	21	0.3
	2	0.26	0.23	0.48	0.016	0.016	0.09	0.010	16	0.7	21	0.8
	3	0.24	0.25	0.43	0.028	0.024	0.09	0.009	21	0.3	18	0.3
	4	0.28	0.25	0.49	0.024	0.022	0.11	0.008	23	0.5	16	0.2
Non DH	5	0.24	0.25	0.48	0.021	0.019	0.10	0.008	27	2.0	27	1.7
	6	0.24	0.25	0.42	0.022	0.024	0.08	0.020	29	2.4	16	1.4

DH 処理鋼は非処理鋼に比べ、酸素含有量は11~31%、水素含有量は 71~76% それぞれ低い値を示し、DH 処理による脱ガス効果が十分認められた。

3.2 線材の機械的性質

9.5 mm φ 線材の as roll での降伏点、引張強さ、伸びおよび絞りなどの機械的性質にDH 処理と非処理鋼の差は認められなかつた。7.2 mm φ に冷間引抜後 600, 680, 760°C × 4hr の焼鈍を行なつて約 10% のスキンプスを行なつた場合、非処理鋼の引張強さはスキンプスによつてスキンプス前より 2~6 kg/mm² 増加し、絞りが 0~4% 減少するのにくらべ、DH 処理鋼は引張強さが 4~8 kg/mm² 増加するのに絞りの減少程度は非処理鋼と同程度であつた。また処理による機械的性質の向上は後の捻回値にも認められた。

3.3 非金属介在物

point count 法による非金属介在物量はピレット試料ではDH 処理の有無による差が認められなかつた (Table 3)。ピレットの顕微鏡下におけるA系介在物を肉眼判定により求めた硫化物と酸化物の割合はDH 処理鋼は前者が多いのに反し、非処理鋼は後者が多かつた。これはDH 処理の脱酸と攪拌による酸化介在物の浮上によるものと考えている。後述のピレットの地疵調査で、DH 処理鋼は非処理鋼よりも地疵の大きさが小さいことが認められており、地疵の原因が介在物に起因するものであればDH 処理鋼のピレットに見られた非金属介在物は非処理鋼のそれよりも微細なものであると考えられる。線材試料では非処理鋼よりもA系、C系介在物が共に少なくDH 処理の効果が認められた。Heat No. 1 と 6 の 9.5 mm φ から 7.2 mm φ に冷間引抜後の代表的な非金属介在物の顕微鏡写真を Photo. 1 に示した。

3.4 地疵

地疵の調査結果を Table 4 に示したがDH 処理鋼の方が非処理鋼に比し地疵換算個数および換算総長さともに良好であつた。地疵1コ当たりの平均疵長さ(換算総長さ/換算個数)はDH 処理鋼が 1.4 mm 短かく、ピレットでのDH 処理鋼の地疵は非処理鋼に比べ発生量が少なく、かつ疵の大きさも小さいと言える。地疵の原因が大きな介在物に起因するものとするれば point count 法によるミクロな非金属介在物の測定においてピレットではDH 処理の効果が認められなかつたのに対し、地疵成績が向上したのは、地疵の原因となるマクロ的な非金属介在物が DH 処理によつて微細になつた結果と考えられる。

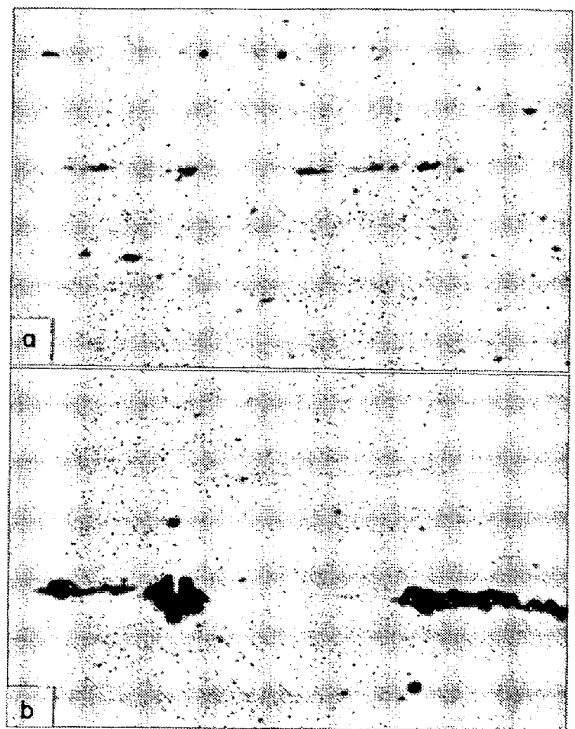
3.5 熱間加工性

高温ねじり試験による熱間加工性の比較を回転数 70 rpm, 600rpm の場合について行なつた。この結果回転数の小さい、低歪速度での熱間における破断捻回数は非処理鋼よりも高く熱間加工性はDH 処理によつて改善されたと判断される。しかし歪速度が増すと破断捻回数は同程度で差が認められなくなつた。

3.6 冷間加工性

3.6.1 冷間捻回試験

7.2 mm φ に冷間引抜きされた線材に Fig. 1-A に示す熱処理を行なつた後、6.8 mm φ にスキンプスした材料の常温における破断捻回数はDH 処理によつて大巾に



a : DH treated heat No. 1
b : Not treated heat No. 6

Diameter of wire : 7.2mm after cold extrusion from 9.5mm

Photo. 1. Comparison of nonmetallic inclusion. ×400 (3/4)

Table 3. Nonmetallic inclusion in billet. (d₆₀ × 400)

Treatment	Heat No.	d _A %	d _{B+C} %	d _{A+B+C} %	Sulfide in A type %	Oxide in A type %
DH	1	0.056	0.050	0.106	67.6	32.4
	2	0.040	0.053	0.093	84.2	15.8
	3	0.077	0.041	0.118	81.6	18.4
	4	0.079	0.041	0.120	74.3	25.7
Non DH	5	0.049	0.047	0.096	75.0	25.0
	6	0.064	0.066	0.130	57.8	42.2

Table 4. Macro-streak-flow test.

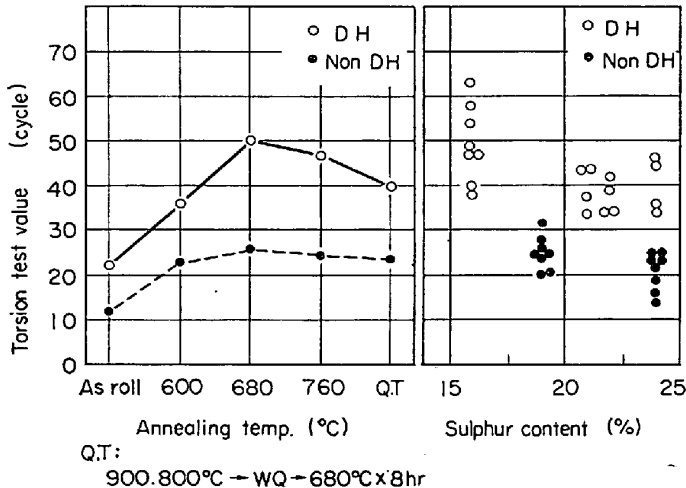
Treatment	Heat No.	Number (N/dm ²)			Total length (mm/dm ²)		
		Top	Middle	Bottom	Top	Middle	Bottom
DH	1	0.1	0	1.6	0.3	0	2.9
	2	0.7	0	1.3	1.9	0	3.7
	3	0	0.2	0.2	0	0.6	0.9
	4	0.1	0	0.1	0.4	0	0.4
Non DH	5	0.6	0.9	0.7	2.4	4.8	2.9
	6	0.4	1.6	1.5	1.7	5.9	8.4

向上した。この結果では熱処理せずに 6.8 mm φ とした場合に比べ、熱処理を行なつたものはDH 処理の効果が一層明らかである。一方 Fig. 1-B に示したように硫黄含有量が多いと加工性を害するが、DH 処理鋼は同一S 含有量でも加工性は良好である。また Table 3 に示し

たようにDH処理鋼は sulfide として認められる介在物が多かった。このことから考えて大型のA系介在物のうち、sulfide よりも sulfide と oxide の複合介在物が加工性には大きく影響すると考える方が妥当であろう。Table 2 に示す水素含有量と加工性の関係は明らかでなく、今後調査して行く必要がある。

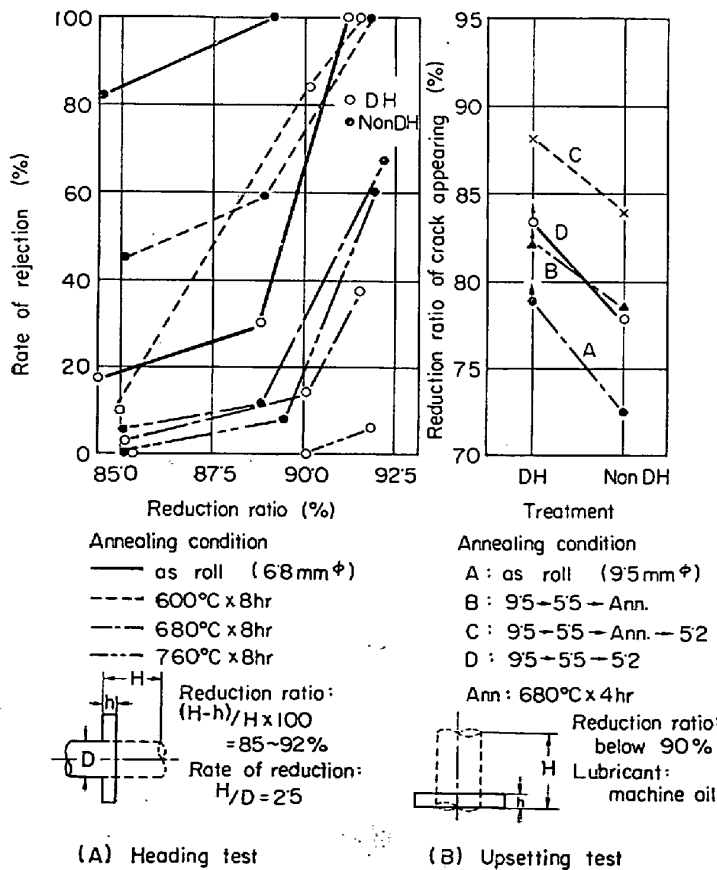
3.6.2 据込成形

据込成形法は冷間鍛造法の一方法で heading も同様な



(A) Relation between torsion test and annealing temp. (B) Relation between torsion test and S content

Fig. 1. Results of cold torsion tests.



(A) Heading test (B) Upsetting test

Fig. 2. Results of cold forming tests.

加工方式であるが、同一試験材について heading による heading 試験と camplasto meter による据込成形を行なつて成績を調査した。荷重の作用性から分けると、前者が dynamic な試験であるのに反し、後者はきわめて圧縮速度を遅くした static な試験である。

heading 試験: 試験材は 9.5 mm φ 線材を 7.2 mm φ に冷間引抜きを行ない焼鈍温度を変えて熱処理を行なつた。さらに熱処理をしなかつたものも含め 6.8 mm φ にスキンプスをかけ heading を行なつた。熱処理条件は冷間捻回試験の場合と同じにした。試験は据込比 2.5 (H/D), 据込率 85~92% ((H-h)/H) で行ない heading 後の頭の厚みは 1.2~1.5 mm であつた。この結果両処理鋼共加工率が高くなると割れの発生率は増加し、焼鈍温度が高くなると割れの発生率は減少してくるが、同一加工率で比較すると as roll および焼鈍温度が 600, 760°C で DH 処理鋼の方が割れ発生率は低かつた。600°C では両処理鋼に差が認められなかつたが、各条件を総合すると heading 試験に対する DH 処理の効果が認められ、特に as roll 材での割れの発生率は非処理鋼の 1/2 以下で優れた結果を得た (Fig. 2-A)。

据込成形: camplasto meter によるきわめて圧縮速度のおそい円柱圧縮を行ない割れが発生した時の圧縮率を Fig. 2-B に示す条件について求めた。この結果 DH 処理鋼の割れの発生する圧縮率は非処理鋼よりも 4~8% 高く、加工の限界圧縮率を DH 処理によつて高められることが認められた。heading 試験と同様に熱処理によつて割れの発生する限界の圧縮率は上昇する。

この両試験より DH 処理によつて線材の加工性が向上することがわかつた。DH 処理による加工性の向上が、酸化介在物の減少のみに帰することができかどうか即断できないが、DH 処理鋼の介在物は均一に微細に分散する傾向をもっており、従来の冷間加工割れに対する考察とも一致している。非処理鋼に割れが発生しやすく、また熱処理によつて加工性が改善される事実から加工割れの原因が大型の介在物の周囲の応力分布に起因するものであらうとすると説明できるが、水素含有量の差に影響を受けていることも考えられ、今後これらの点を明らかにする必要があります。

3.6.3 検定成績

高級冷間圧造用線材は線径によつて定められた所定の回数を 200 mm スパンで捻回後捻り戻し、線材の表面疵の深さを測定しているが、試験材を含めた Table 1 に示す目標成分の 76 ヒートの DH 処理鋼について調査の結果、顕著な成績の向上が認められた。この疵の不良の形態は短い多くの縦割と、捻回による大割の発生によるもので、疵部分には多数の非金属介在物が発見されていた。DH 処理によつてこの割疵は大半に減少でき、疵の深さを 0.07 mm 以下合格とした場合、DH 処理しないヒートの不合格率を 100 とすれば DH 処理鋼の不合格率は 6.2 で、0.03 mm 以下に限定すると 31.1 となつた。

4. 結 言

線材の加工性についてDH処理効果を確認するために平炉で溶製されDH処理をほどこした冷間圧造用線材の冷間および熱間での捻回試験と据込成形による加工性を非処理鋼と比較調査した。その結果DH処理によつて非処理鋼よりも低い酸素、水素含有量とすることができ、非処理鋼の加工限度よりさらに高い圧縮率での加工が可能であることがわかつた。非金属介在物は顕微鏡試験、線材の酸素分析値および地疵の発生状況から非処理鋼よりもその量は減少し、かつ微細になつたと推定され、これが冷間加工性を向上させたと考えられる。

文 献

- 1) 石塚, 他: 鉄と鋼, 43 (1957) 3, p. 345
- 2) 石塚, 鉄と鋼: 44 (1958) 3, p. 397
- 3) 石塚, 鉄と鋼: 45 (1958) 3, p. 309
- 4) F. HARDERS: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), (1958) 11, p. 310
- 5) 森, 松田, 他: 鉄と鋼, 51 (1965) 10, p.1898

(149) 連続焼鈍による軟質鋼板の製造
(低炭素薄鋼板の過時効処理に関する研究—I)

日本鋼管, 福山製鉄所 松藤和雄
〃 技術研究所 〇下村隆良

Manufacture of Milder Steel Sheet by Continuous Annealing Process
(Study on over aging treatment of low carbon steel sheet—I)

Kazuo MATSUDO and Takayoshi SHIMOMURA

1. 緒 言

近年、ブリキ需要量の急速な増大に伴ない、連続焼鈍炉の発達はめざましいものがあるが、一般に連続焼鈍炉は急速加熱、急速冷却を行なうため、従来のバッチ焼鈍によるものにくらべ硬質であり、主にTUブリキと称される硬質のブリキ原板の焼鈍に使用される程度で、その稼働率はきわめて低い。それゆえ、連続焼鈍によつて軟質ブリキ原板のみならず、絞り用鋼板の製造が可能となれば、そのメリットは非常に大きい。そこで、連続焼鈍による軟質鋼板の製造を目的として、種々の研究を進めた結果、過時効現象を利用することにより、軟質鋼板の製造が可能であることを見出し、工業化に成功したので以下に報告する。

2. 実験方法

2.1 過時効処理方法の検討

試料として Table 1-(A)の板厚 0.6 mm の冷延まま

のリムド鋼板を使用し、熱処理は実験用高周波加熱炉、調質圧延は実験用圧延機を用いて行なつた。

まず過時効処理の方法を決定するため、連続焼鈍の冷却途中から 300°C で 10, 20, 30min 保持し過時効が完了するに必要な保持時間を求め、つぎに連続焼鈍の冷却途中から過時効処理温度にそのまま保持する方法と連続焼鈍後いつた室温まで冷却後に再び過時効処理温度まで加熱して保持する焼鈍と過時効処理を別々に行なう方法との比較実験を行ない、また後者の場合加熱速度の影響も調査した。これらの実験サイクルを Fig. 1 に示す。なお、連続焼鈍はライン速度 100mpm 最高温度 700°C で行ない、過時効完了の目安として歪時効指数を測定したほかに、硬度、エリクセン値、引張試験値、*n* 値、*r* 値、C.C.V などをも求め材質を調査した。

2.2 過時効処理温度と時間の検討

Table 1-(A)の試料を用いて、過時効に要する温度と時間の関係を調査した。処理方法は連続焼鈍の冷却途中から過時効処理温度に保持する方法をとり、処理温度×処理時間を 250°C×30, 60, 120 min, 300°C×30 min, 350°C×5, 15, 30 min, 400°C×1, 5, 15 min, 450°C

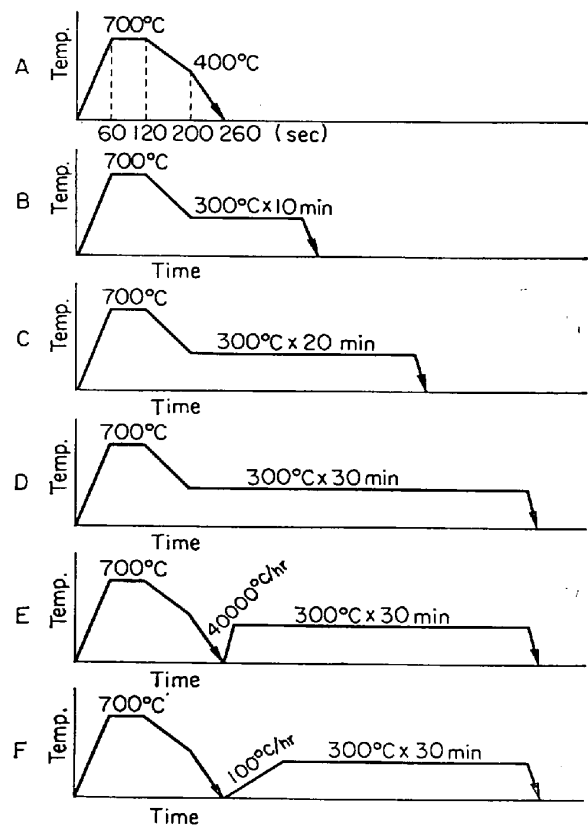


Fig. 1. Over aging treatment cycle.

Table 1. Hot rolling condition and chemical composition of specimen.

Specimen mark	Hot rolling condition (°C)		Thickness (mm)		Cold reduction (%)	Chemical composition (%)				
	Finishing temp.	Coiling temp.	Hot rolled sheet	Cold rolled sheet		C	Mn	P	S	N ₂
A	840	580	2.3	0.6	73.9	0.04	0.26	0.012	0.016	0.0016
B	855	565	2.3	0.243	89.4	0.06	0.36	0.019	0.016	0.0016