

文 献

- 1) たとえば「砥粒加工技術便覧」(1965) p. 1045, 日刊工業新聞社
- 2) TARASOV, L. P.: Trans. Amer. Soc. metals, 43 (1951), p. 1144
- 3) M. TAGAYA and K. KISHI: Tech. Rep. Osaka Univ., 10 (1959) 408, p. 481

一 討 論

〔質問〕 愛知製鋼 加藤 敏

1. 研削割れの問題を生じたことはありませんか。
2. 同一熱処理をほどこした快削鋼, 非快削鋼の研削性を比較されたことはありませんか。

〔回答〕

1. 研削条件および研削砥石の不適合なとき, 研削割れを生ずる傾向にある。予備実験の結果では, 砥石結合度が軟より硬に移行するにしたがい, 粒度は細粒になると割れの傾向が現われる。本実験では結合度 I, 粒度 #60 を用いることにより, 割れを生ずることはなかつた。

2. 快削鋼の研削適性条件を決定するために, マルテンサイト系ステンレス硫黄快削鋼および非快削鋼の焼入れ組織材および焼なまし組織材について, 研削速度 1000 ~ 1700m/min, 砥石結合度 I ~ Q, 砥石粒度 #36 ~ #120 の各種研削条件で実験を行なった結果, 結論として, 良好な研削条件においてのみ快削鋼の性質を顕著に発揮することが必順である。研削速度の影響については, 大なる方が硫黄系快削鋼に適し, とくに焼入れ組織材において, この傾向が大である。また鉛系快削鋼の被研削性は著者の実験結果によると, 研削速度が上昇するにしたがいむしろ低下する傾向にあり, これは鋼中の鉛のために上滑り研削を行なうもので, 特に研削条件について注意しないとむしろ非快削鋼より悪い研削性を示す。これは微小切刃による切削であること, 負のすくい角を有すること, 横流れを生ずること, 研削温度が高いことなどにより, 切削性を助ける介在物などの因子がむしろ負の作用をするものと思われる。ゆえに研削適性条件で研削することが快削鋼を用いる場合の必要条件である。

669.14.018.8-426 : 669.15'24'26-194
 : 539.4 : 621.705

(280) 18-8ステンレス鋼線の機械的性質
 におよぼす加工率および熱処理条件の影響

神戸製鋼所, 中央研究所

平野 坦・須藤正俊・柚島善之

Effect of the Cold Works and Heat Treatments on the Mechanical Properties of 18-8 Stainless Steel Wires

Hiroshi HIRANO, Masatoshi SUDO and Yoshiyuki YUTORI

1. 結 言

ステンレス鋼の機械的性質およびマルテンサイト変態に関しては数多くの研究報告がある。しかしながらステンレス鋼線に関する研究はきわめて少なく, 著者らの知るかぎりでは降伏現象¹⁾, 集合組織²⁾などに関する報告があるのみである。

本実験においては加工および水靱後の機械的性質におよぼす加工率および炭化物析出処理の影響を調べた。

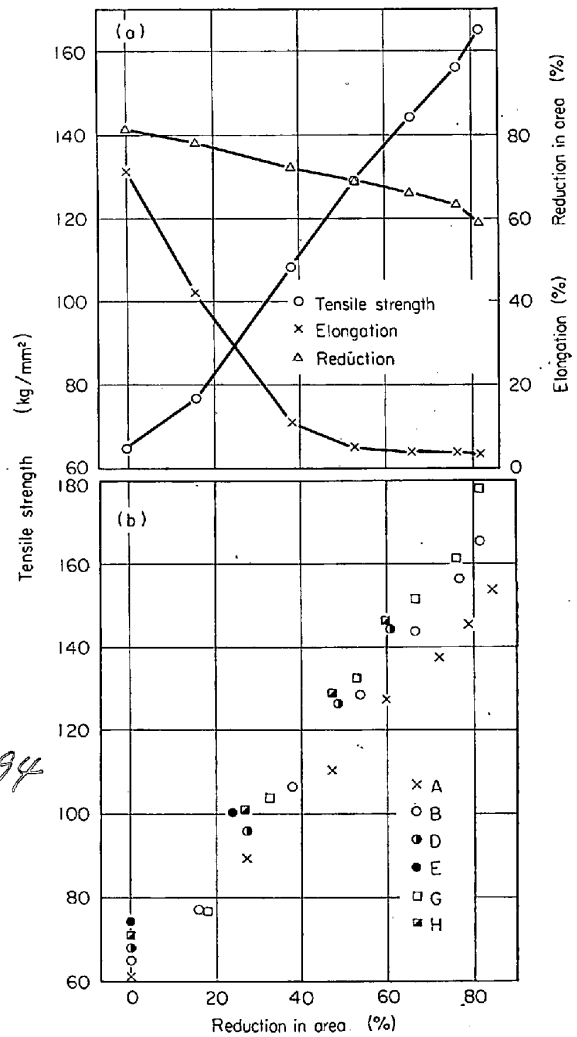


Fig. 1. Relation between reduction in area and mechanical properties.

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

Steel	C	N	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
a	0.06	0.033	0.52	1.24	0.027	0.007	0.13	9.16	19.22
b	0.05	0.040	0.57	1.72	0.030	0.006	0.11	11.19	19.16
c	0.04		0.60	1.42	0.024	0.006	0.11	8.77	19.30

Table 2. Detail of drawing schedule.

Series	Steel	Prior reduction in area	Heat treatment	Drawing schedule mm (Reduction in area)						
A	b	0	WT*	5.60	4.77 (27.4)	4.06 (47.5)	3.53 (60.2)	2.99 (71.5)	2.56 (79.1)	2.18 (84.9)
B	a	12%	WT	5.17	4.75 (15.3)	4.06 (38.4)	3.53 (53.4)	2.99 (66.6)	2.48 (77.0)	2.18 (82.2)
D	a	60%	WT				3.50	2.98 (27.5)	2.50 (49.0)	2.18 (61.2)
E	a	79%	WT						2.50	2.18 (24.0)
G	a	12%	WT →An**	5.17	4.70 (17.4)	4.23 (33.1)	3.55 (52.9)	3.01 (66.2)	2.54 (75.9)	2.19 (82.1)
H	a	60%	WT →An				3.50	3.00 (26.5)	2.54 (47.3)	2.22 (59.8)

Drawing speed 15m/min * Water toughening (1100°C×2 min→WQ)
** Annealing (650°C×1hr→AC)

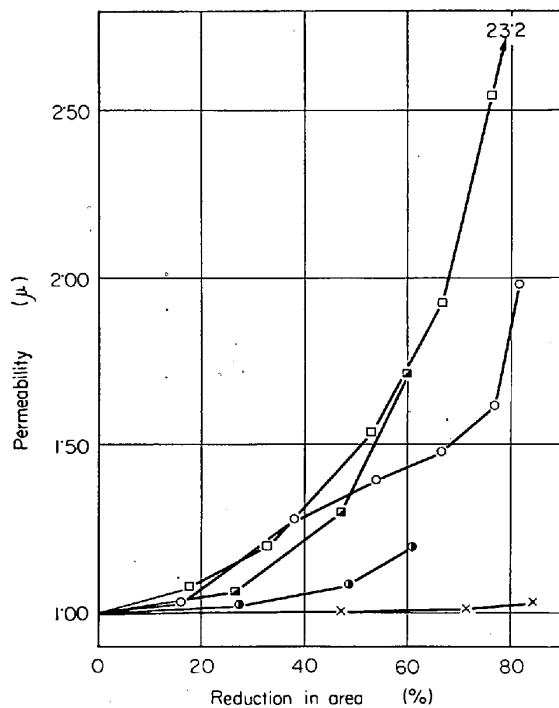


Fig. 2. Relation between reduction in area and permeability.

2. 実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。おもに鋼種 a を用い最終熱処理前の加工率および原線における炭化物析出処理 (650°C×1hr) の影響を調べた。成分の影響を明らかにするため、鋼種 b について1つの加工率のみ調べた。

加工工程を Table 2 に示す。以下各加工系列を A, B などと略称する。原線にいたるまでの加工率も異なるためこれを前々加工率として Table 2 に示した。最終熱

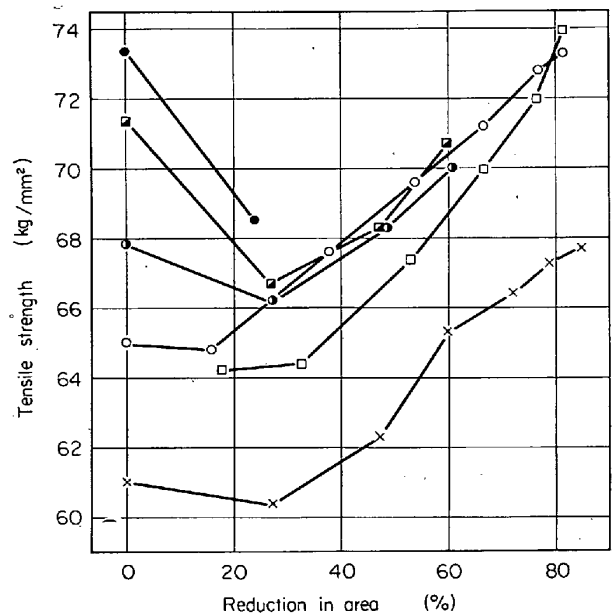


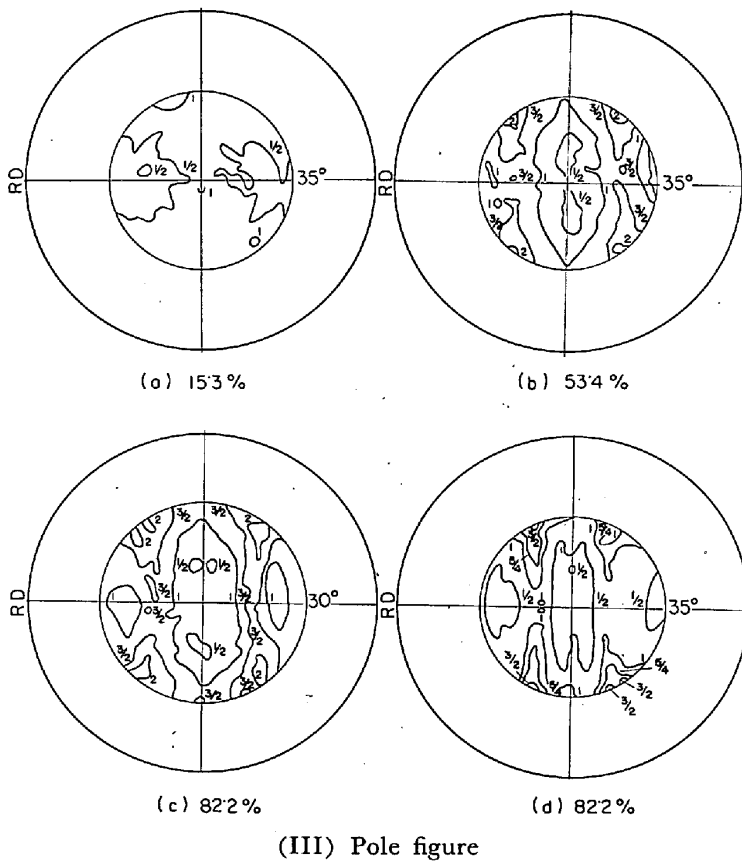
Fig. 3. Relation between reduction in area and tensile strength after heat treatment (1150°C×1 min → WQ).

処理はソルトバスにて行なつた。引張試験は島津製オートグラフにて引張速度 5 mm/min, 標点間距離 50 mm, チャック間距離 100 mm にて行なつた。材質の変化,特に相変態を光学および電子顕微鏡, X線回折および透磁率測定により調べた。集合組織は線材をシェーパー加工によりほぼ半円柱にした後, ペーパーおよび電解研磨により端面を仕上げるとともに機械加工の影響を除去し, セロテープにて接着し 45 mm φ 円板を作製し MoK_α 線により反射法にて測定した。

3. 実験結果および考察

3.1 加工材

加工後の機械的性質の変化を B について Fig. 1(a)



(III) Pole figure

Fig. 4. Influence of reduction in area on the {200} textures of B after heat treatment (1150°C×1min→WQ).

に示す。総減面率とともに抗張力は直線的に増加する。伸びは加工とともに急激に、絞りには徐々に減少する。ほかの加工系列の傾向も全く同一である。抗張力と総減面率との関係を全加工系列について Fig. 1(b) に示す。鋼種 b の A がもつとも抗張力が低く、析出処理をした G が最高の値を示す。硬度の増加傾向は抗張力の場合とよく一致する。

透磁率の増加は G が最大で B がこれにつき A は変化しない。(Fig. 2) X線回折結果によれば G, B には体心正方の α' マルテンサイトが生成されているが A にはない。電顕観察結果から α' のほかわずかな変形双晶と多数の稠密六方 ϵ' マルテンサイトが存在することが確認された。

以上の結果から抗張力の増加には通常の加工硬化に α' による硬化が加わったものであり、 α' 量の多少と抗張力の大小が対応していることがわかる。G, B, A の相違は熱処理による影響を含めた成分差によるもので ANGEL³⁾ の 30%引張歪を与えたとき 50%の α' 変態を生ぜしめる温度 ($M_{\alpha 30}$) と化学組成の関係式から定性的に説明しうる。同一成分の B よりも G の α' 変態量が多いのは炭化物析出により地中の Cr, C 濃度が低くなったためである。

加工材を 1150°C×1 min 加熱後水冷 (WQ) したさいの抗張力の変化を Fig. 3 に示す。水靱処理後も抗張力は前加工率に依存し、減面率とともに約 10 kg/mm² 増加している。なお減面率 0 は原線を意味するが、その

値が大であるのは原線のみ熱処理条件が異なるためである。また原線の値も前々加工率に依存し E > D > B の順である。伸び、絞りは図示しなかつたが減面率とともに減少する。一般に水靱後は加工の影響が除去され、当初の機械的性質へもどるはずである。本実験のように前加工率の影響があらわれる原因として、①粒度、②析出物、③試験片径、④集合組織などの変化が考えられる。

粒度および析出物の減面率による差は認められなかつた。

加工水靱後の集合組織を Fig. 4 に示す。図示しないが原線は完全に無方向性であるが、加工とともに水靱後の <111> 繊維軸の形成度が大きになることがわかる。A では <111> 主方位のほか <100> 軸もわずかに形成されている。D, E の原線にもすでに集合組織がある程度形成されている。

引張試験片の平行部径とともに見かけ上の抗張力が変化することは石橋⁴⁾が軟鋼についてすでに示している。Table 1 の鋼種 c に関するわれわれの結果においても、平行部径が 5.5→3.0 mm ϕ に変化するさい約 2 kg/mm² の増加を示している。石橋によれば径の影響はチャック部の拘束により試験片内部の応力分布が均一でないことによるものとされており、線材のように平行部とチャック部の径が等しいものではこの影響はより大きくあらわれるものと考えられる。しかしながら径の影響はたかだか 4~5 kg/mm² と考えられ、他は前述の集合組織によるものであろう。

B, D, E 2.2 mm ϕ 材の 1150°C 加熱時間と抗張力の関係を Fig. 5 に示す。Fig. 5 から同一径においても前加工率により抗張力が異なり、加熱時間とともに抗張力の絶対値は低下するが加工率による差は変化しないことが明らかである。したがって試験材径の影響のみでなく、集合組織形成度の影響が大であることが確認された。

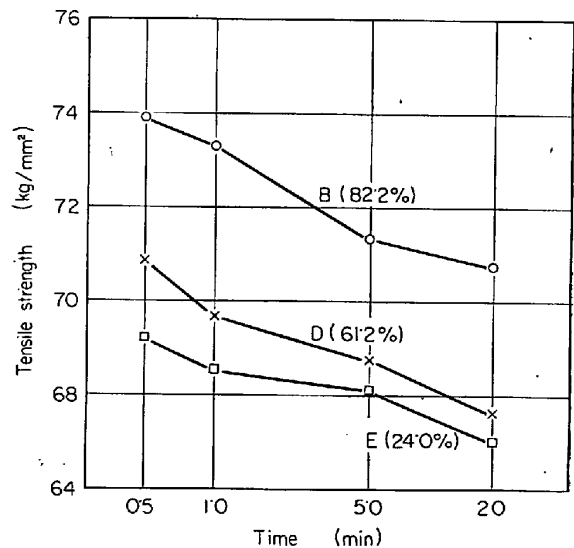


Fig. 5. Effect of heating time on the tensile strength of B, D and E (2.2 mm ϕ).

4. 結 言

18-8系ステンレス鋼線の機械的性質におよぼす諸因子の影響を調べ、つぎの結果をえた。

① 伸線加工による機械的性質の変化は成分、熱処理条件に影響される。

② 伸線加工各段階のものに同一水靱処理(1150°C×1min→WQ)を行なつても加工率の影響を完全に除去することができず、加工率とともに抗張力は増加する。

③ 2.2mmφ水靱後の抗張力は水靱前の加工率に影響され、かつ熱処理時間を変えてもその影響は除去されない。

以上のうち②、③はおもに集合組織の形成度によることを明らかにした。

文 献

- 1) 渡辺: 日本金属学会誌, 22 (1958), p. 120
- 2) K. W. ANDREWS: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 184 (1956), p. 274
- 3) T. ANGEL: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 177 (1954), p. 165
- 4) 石橋: 日本機械学会論文集, 199 (1961), p. 158

669187.26:621.3.636-66

(281) エレクトロスラグ溶解法による Fe-Cr-Al電熱材について

理研ピストンリング工業研究所

小林 公正・○小川 清彦

On the Fe-Cr-Al Heating Element by the Electroslag Melting Process

Kimimasa KOBAYASHI and KIYOHICO OGAWA

1. 緒 言

近年、特殊鋼たとえばステンレス鋼、軸受鋼、耐熱鋼または工具鋼などの製造にいわゆるエレクトロスラグ溶解法を採用すると、均質で高純度の鋼塊を比較的容易に溶製できることが知られている¹⁾。当研究所では10年ほど前から独自の開発研究を続けエレクトロスラグ溶解法によりFe-Cr-Al系高性能電熱材の工業的製造に成功している²⁾³⁾。

本実験はエレクトロスラグ溶解が電熱材の諸性質におよぼす影響を調べるために、ほぼ同一成分からなるFe-Cr-Al合金(27Cr-7Al-0.45Ti)をエレクトロスラグ溶解法および高周波溶解法で溶製し、両溶解法の差異を比較したものである。

2. 供 試 材 料

両溶解法とも原材料は脱炭せる軟鋼パイプ、JISG 2303 低炭素 Fe-Cr 2号、JISG 2309 低炭素 Fe-Ti 1号および JISH 4181 特2種の Al をそれぞれ用いた。Table 1 に原材料の化学組成を示す。

通常エレクトロスラグ溶解法は交流電源を使用し、電極はあらかじめ溶解された合金を用い、これをスラグ浴中で溶解するのであるが、本実験では直流電源を用い、電極は原材料のままこれを複合電極として溶解した。Table 2 にその溶解条件を示す。

高周波溶解法は約300kVAの炉を使用した。ライニングはMgOを用い、原材料は軟鋼パイプ、Fe-Cr、Fe-Ti および Al の順序で投入し、出湯温度は1700°Cで、160mmφのインゴットケースに注湯した。溶解時間は約1hrで鋼塊重量は110kgであつた。

これらの鋼塊を2重のドロップハンマーで100mmφに鍛造し、さらに熱間圧延で8mmφとし、その後温間または冷間で4mmφ、2mmφおよび0.5mmφまで

Table 1. Chemical composition of raw materials (%).

Raw material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti	Cu	Zn	Fe
Fe(Mild steel)	0.0028	0.020	0.38	0.012	0.023	0.025	0.031	0.01	—	—	Bal.
Fe-Cr	0.025	0.60	—	0.026	0.016	62.67	—	—	—	—	〃
Fe-Ti	0.07	0.90	0.18	0.002	0.014	—	6.87	41.25	—	—	〃
Al	—	0.014	N.D.	—	—	—	Bal.	—	0.02	N.D.	—

Table 2. The conditions of electroslag melting.

Size of ingot (mm φ)	Weight of ingot (kg)	Electrical condition		Electric power/unit weight (kWh/kg)	Flux
		Voltage (V)	Ampere (A)		
165	120	40	5500	1.46	CaF ₂

Table 3. Chemical composition and electrical resistivity of specimens.

Specimen	Composition (%)								Electrical resistivity (μΩ-cm)	Melting method
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti		
A	0.024	0.21	0.24	0.017	0.005	26.86	6.88	0.45	157.7	Electroslag furnace
B	0.034	0.58	0.26	0.018	0.016	26.63	6.80	0.43	156.1	Induction furnace