

Fig. 2. Change of twisting numbers of 0.6% C steel wire.

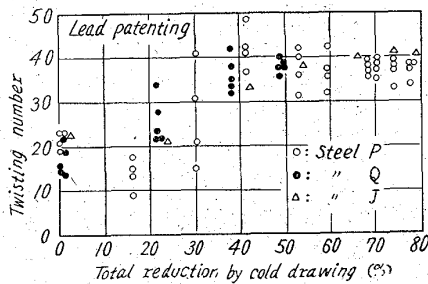


Fig. 3. Change of twisting number of 0.8% and 0.9% C steel wire.

で最大となりその値は空気パテンチングのものより大である。そこで捻回値におよぼす鉛槽温度の影響を調べるに、鉛槽温度 470~560°C では低温の方が大となり、また伸線加工時の1回当りの減面率の影響をみると 15, 20, 25% では大差ないが 30% になると捻回数に低下の起る全加工率が小さくなる。次に成分の影響をみるに、Mn は始めの捻回値の低下をやや少なくし、C は始めの捻回値の低下を少なくするが 0.8~0.9% C になると最大捻回値はやや減少する (Fig. 3)。

以上の捻回値の変化を考察するに、先づ伸線材の引張性質と対応すれば、最初のべたごとく引張強さは加工率と共にほぼ直線的に増加し、伸びは初めの伸線加工で急激に低下し捻回値との対応はない。絞りは低C鋼の場合加工率の増加と共に漸減するが中C鋼では加工率の増加に伴う絞りの減少は少ない。鉛パテンチングした中C鋼以上では加工率の増加と共に反つて増大する。しかしこの場合も熱処理条件により Fig. 4 に示すごとく異なる。このような硬線の熱処理条件による機械的性質の変化は西岡氏などにより報告されているが、捻回値の挙動に対し立入った考察は少ないようである。硬線の捻回値は歪硬化のため低下するがフェライト相が存在すればこれを助長する。Fig. 2 で空気、鉛パテンチングになる程ま

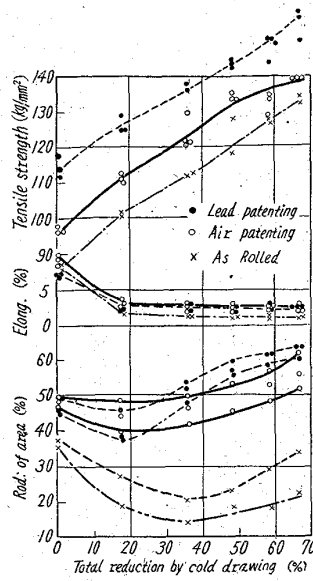


Fig. 4. Change of tensile properties of 0.6% C steel wire drawn after lead-and air-patenting.

た鉛槽温度が低くなる程、Mn, C% が高い程捻回値の低下が少ないのはこのためであり、Nの高いT鋼の捻回性が不良なのは歪硬化をさらに助長するためと思われる。伸線加工率が進むにつれ繊維組織はそろい捻回値は増大する。この場合フェライト相が存在すれば変形が部分的に偏り靱性は悪くなり、パーライト組織が微細な程セメントイトは伸線方向に向い全組織が揃い均一となるため絞り、捻回値は向上する。パーライト組織が粗い場合ある加工率以上ではセメントイト相の変形が不規則になり捻回値は落ちる。

IV. 結 言

硬線の伸線加工による機械的性質特に捻回値が複雑な変化をすることに注目し 0.6% C 鋼線を主として熱処理条件を変え伸線加工試験を行なった。

この結果いずれのC量の鋼線でも加工率の増加と共に引張強さは増大し、伸びは減少するが、絞り、捻回値はC量あるいは熱処理により傾向が異なり、この理由

は主として存在するフェライト相の形態によると考えられる。

文 献

- 1) 西岡: 日本金属学会誌 18 (1954), P. 358.

620, 186, 82669, 112, 227, 13621  
785, 52669, 295  
(125)

オーステナイト結晶粒粗大化温度におよぼす添加元素、特にチタニウムの影響 62305  
(高温浸炭に関する研究-I)

大阪大学工学部 1436~1438

工博 足立 彰・工博 水川 清・菅田角夫

Effect of Added Elements, Especially Titanium, on the Coarsening Temperature of Austenitic Grain Size.

(Study on the high-temperature carburizing - I)

Dr. Akira ADACHI, Dr. Kiyoshi MIZUKAWA and Kakuo KANDA.

I. 結 言

最近ガス浸炭部品の生産量の増加に伴ない、従来の浸炭温度よりもさらに高い温度で操業する高温浸炭が注目されるようになった。現在浸炭炉の操業温度は一般に 930°C 以下で行なわれているが、浸炭温度をこれよりも高くすれば当然浸炭速度が増大し、処理時間が短縮され、生産性の向上が期待される。しかしこの方法にも浸炭部品の結晶粒粗大化、熱処理炉の耐久度、高温における雰囲気調整などに難点が残っているため、まず結晶粒粗大化の問題を取上げることにした。浸炭鋼は一般に Al 添加法によつて結晶粒度を調整されているので、980~1050°C 付近で結晶粒の粗大化が始まる。もちろん結晶粒の

粗大化した部品も微細化熱処理によつて結晶粒を小さくすることはできるが、そのためには新たな設備が必要である。著者らりは既に Zr 添加により結晶粒粗大化温度がかなり上昇することを認めているので、Zr 同様窒素との親和力の強い Ti を用いて粒度調整の実験を行ない、市販の浸炭鋼と共に高温浸炭した際の結晶粒成長性を比較した。

## II. 実験方法

### 1) Ti による粒度調整

最初に溶鉄中の N と Ti の平衡について検討した。すなわち真空溶解して鍛造した電解鉄 20g を A 雰囲気中で半熔融アルミナをつぼを用いて溶解し、所定温度に達してから N-A 混合ガスを 20mm 吹付け、石英管で溶解窒素分析用の試料を採取する。次にあらかじめ鈍鉄と金属 Ti を用いて作った Fe-Ti を種々の割合で添加して平衡に達せしめた後、溶鉄はつぼごと水中に急冷し、分析試料を採取した。実験温度は 1560, 1600, 1650 °C とし、各温度において溶鉄中の電解 N 量が同一となるよう、予備実験により適当な N の分圧を決定した。

### 2) 結晶粒度におよぼす Ti 化合物の影響

鈍鉄およびこれに O, N, C のそれぞれを含んだ試料を溶製し、種々の割合で Fe-Ti を添加し、Ti 化合物を形態別に定量し、925~1130°C の間で結晶粒度を測定した。

### 3) 高温浸炭

0.2% C, 0.007~0.008% N を含む鈍鉄に 0.04% まで Ti または Zr を添加したものを、市販の S15CK, SCr 22, SNCM 21 および比較のために純鉄に C を 0.2% 添加したものと共に 930, 980, 1050°C でガス浸炭し、結晶粒成長性を比較した。雰囲気ガスはそれぞれの浸炭温度においては浸炭能をじゆうぶん高くして Acm 以上の C 濃度は保持し、浸炭時間後 850°C 保持時に試料表面の C 量が 1% で、しかも全浸炭深度が等しくなるように浸炭能を調整した。処理時間はそれぞれ 930°C—5.6h, 850°C—3.06h; 980°C—2.85h, 850°C—2.25h; 1050°C—1.33h, 850°C—1.63h である。

## III. 実験結果

### 1) 溶鉄中の N と Ti の関係

Ti を 0.2% まで添加すると、いずれの温度においても溶鉄中に溶解している N は Ti 添加量の増加と共にいちじるしく減少している。溶鉄中に溶解している N と Ti から TiN の生成する反応の平衡恒数の温度関数を求めると Fig. 1 のようになり

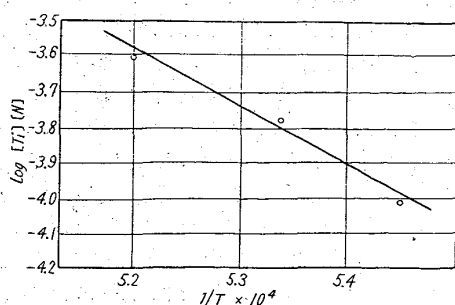


Fig. 1. Relation between equilibrium constant and temperature.

$$\log[\text{Ti}][\text{N}] = -19740/T + 6.75$$

なる式で表わされる。

### 2) 結晶粒微細化におよぼす Ti 化合物の影響

鈍鉄に Ti を 0.5% まで添加して結晶粒度におよぼす金属 Ti の影響を調べた結果によると、925°C における粒度番号は 3.2~3.9 で、金属 Ti と結晶粒度の間には明らかな関係のないことがわかった。0.01 および 0.02 % の O を含む鈍鉄に Ti を 0.5% まで添加したものでは、結晶粒度は添加前 3.0 のものが 4.6 程度までしか微細化されず、その程度はいちじるしくない。一方 0.007 % の N を含む鈍鉄に Ti を添加したものでは、Ti 量が 0.005% 付近から結晶粒の微細化が始まり、0.01~0.08 % の間では粒度番号 6.0~6.5 とほぼ一定となり、Ti 添加量がこれより増加すると、僅かではあるがふたたび結晶粒が大きくなる傾向を示している。また C を含む鈍鉄に Ti を添加した場合も、Ti 量 0.05% 付近から結晶粒微細化が始まるが、粒度番号 5.2 付近までしか微細化されず、その効果は窒化物ほどいちじるしくない。

次に 0.2% C, 0.007~0.008% N を含む鈍鉄に、結晶粒微細化に要する最適量の 0.01~0.03% の Ti を添加したのについて、925~1080°C の間で結晶粒成長性を調査した結果を Table 1 に示した。表から明らかなように 1080°C においてもいちじるしい結晶粒の粗大化が起つていないことがわかり、高温浸炭を行なつても結晶粒の粗大化は防止できると考えられる。

### 3) ガス浸炭

II-3 のようにしてガス浸炭したものの中から代表的

Table 1. Relation between heating temperature and grain size in titanium-treated steels.

No.	Ti %	Grain size number			
		925 °C	980 °C	1030 °C	1080 °C
1	0.010	5.4	5.2	5.0	4.9
2	0.015	5.9	5.7	5.2	5.0
3	0.020	6.2	6.2	5.7	5.4
4	0.025	6.4	6.3	5.8	5.3
5	0.030	6.3	5.9	5.6	5.4

Table 2. Grain growth characteristics by gas carburizing.

Steel	Grain size number		
	930°C	980°C	1050°C
S 15 CK	6.5	5.8	4.2
0.2% C	3.2	3.0	2.6
0.2% C, 0.025% Ti	6.2	6.2	5.6
0.2% C, 0.04% Zr	6.0	5.6	5.0

Table 3. Effect of various elements on the coarsening temperature.

Elements	Al	V	Cb	Zr	Ti
Coarsening temp. °C	950~1030	950~1030	1050~1200	1100	1100

なものを選んで Table 2 に示した。これらの結果によると Table 1 から予期されるように Ti を添加したものの結晶粒粗大化が最も少なかった。

Al<sup>3)</sup>, V<sup>4)</sup>, Cb<sup>5)</sup>, Zr<sup>4)</sup>, Ti 処理鋼の結晶粒粗大化温度を比較してみると Table 3 のようになり、高温浸炭を対象にして考えた場合、Cb, Ti, Zr 処理鋼が結晶粒粗大化を免れるうえに最もよいと考えられる。

#### IV. 総括

高温浸炭の際のオーステナイト結晶粒粗大化阻止におよぼす諸元素の影響を調査するため、Ti による結晶粒度調整の実験を行ない、Ti 化合物の結晶粒成長阻止作用を詳細に検討し、先に行なつた Zr による結果および今までに発表されている Al, V, Cb 処理鋼の結晶粒粗大化温度を比較した。市販の浸炭鋼と共に Ti, Zr 処理鋼を 925, 980, 1050°C でガス浸炭した場合の結晶粒成長性を調査した。

#### 文献

- 1) 足立, 水川: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 683
- 2) 日本鋼管株式会社技術研究所: 学振報告 19 委 5119 (1958), 5933 (1960)
- 3) 高尾他: 神戸製鋼 5(1955), p.103, 6 (1956), p.3
- 4) 成田: 神戸製鋼 7 (1957), p. 56
- 5) 高尾, 成田: 学振報告 19 委 6595 (1962)

669.14.018=669.822

### (126) 低炭素鋼に対するウランの添加 (鉄鋼におよぼすウランの影響に関する研究—1)

早稲田大学工学部

工博 長谷川正義・○斧田 一郎

#### Uranium Additions to Low-Carbon Steels.

(Influence of uranium additions on iron and steel—1)

Dr. Masayoshi HASEGAWA and Ichiro ONODA.

#### I. 緒言

濃縮ウラン原子炉燃料生産の副産物として蓄積されつつある劣化(または減損)ウラン利用の研究の一環として、U の鉄鋼におよぼす効果に関する研究が近年諸外国で急速に行なわれている。わが国でも学術振興会にウラン鋼特別研究会が設けられ、各界共同で研究しているが、まだ研究結果の公表されたものは少ない。著者らもそのグループの一員として、U の鉄鋼に対する合金元素としての基礎的機能を研究しているが、この第 1 報では低炭素鋼を基として、少量の U の鋼におよぼす影響を調べた結果を報告する。

#### II. 実験方法

試料の溶解は小型高周波炉(マグネシヤライニング)を用い、標準および U 添加鋼とも同一チャージより分注する方法、または単独溶解による方法を用いて、1.5~4 kg 鋼塊に造塊した。鋼塊は 14φ 棒または 20mm の角材に鍛造して供試材とした。かくして得られた試料は約 20 チャージであるが、化学成分の代表例のみを示すと Table 1 のごとくである。

Table 1. Chemical composition of typical steels.

Steel No.	C%	Si%	Mn%	U%
1	0.05	0.12	0.30	—
2	0.06	0.11	0.30	0.10
7	0.17	0.22	0.78	—
8	0.16	0.21	0.62	0.096
9	0.19	0.26	0.32	0.336
16	0.37	0.14	0.53	0.06
17	0.37	0.07	0.44	0.162
18	0.32	0.01	0.49	0.30

#### III. 実験結果

##### (1) 溶解時におけるウランの歩留

使用した金属 U は 99.95% 以上、フェロウランは U 88% のものであつた。金属 Si, 電解 Mn で予備脱酸した後さらに脱酸剤として Al 0.05%~0.1% を用い、金属 U はアルミ箔で包み、粒状フェロウランはそのまま出鋼直前に添加した。U の歩留は Al 脱酸量の少ない場合は 40% 以下、金属 U の場合は炭素量と共に増加し、0.2% C で 65% 程度を示した。

##### (2) 結晶粒度および清浄度

JIS 浸炭法にしたがつてオーステナイト結晶粒度を測定した結果、U はオーステナイト結晶粒度をわずかに微細化する傾向を示した。非金属介在物測定の結果は、U 含有量と共に A 系は減少し、B 系は変化なく、C 系は増加する傾向を認めた。これは U の酸化物その他の化合物の比重がどれも大きいため、溶鋼中に残留することによると思われるが、偏析、とくに重力偏析などは小鋼塊のため明らかにできなかつた。

##### (3) 熱処理と組織

鑄造組織においては、U 添加による変化は見られなかつたが、比較的 U 量の高い試料では U-C と思われる炭化物の析出があつた。鑄造後焼鈍した組織においては、U 添加鋼はフェライトの形をくずし、粒界に炭化物の析出を認めた。焼準した組織において、村上氏液で炭化物を検出した所 U 添加量とともにその量を増し、0.30% C, 0.63% U では粒界析出は一層顕著で、大きな塊状となっているのを認めた。ナイトルエッチでは変化がなかつた。

##### (4) オーステナイト化温度の影響

U のオーステナイトに対する固溶を調べるため、低炭素鋼の試料につき、950°C 以上のオーステナイト域で 3h 溶体化処理を行なつた後、水冷して組織および硬さを調べた結果、低炭素鋼種 No. 1 および No. 2 は非常に異り、Photo. 1 に示すごとく擬マルテンサイト組織を得た。これは高温のオーステナイト域においては、オーステナイト中にわずかの U を固溶し、この結果変態時に U がフェライトの正常な成長を阻止し、形をくずすことが認められ、硬さも鋼種 No. 2 は No. 1 に比して H<sub>B</sub> 8~15 高かつた。この試料を 600°C 迄の焼戻しを行なつた所、鋼種 No. 2 ではオーステナイト中に固溶した U の析出と思われる二次硬化を示した。焼戻曲線を Fig. 1(a), (b) に示す。