に復歸する。これが復元である。この現象は恰も弱き吸着状態に在る溶質が加熱の爲に脱着する場合の舉動に等しい。

4. 復元状態にあるものを更に持續加熱すれば溶質原子は活性化せられて常温時効の場合の夫れより更に安定な強き凝集状態をとる。この現象は恰も弱き吸着 (van der Waals adsorption) が加熱の爲に脱着し次で強き吸着 (activated adsorption) に移行する場合に等しい。
5. 常温及び焼戻時効に際して形成せらるゝ凝集群は Preston や Guinier⁽⁶⁾ の云ふ如くその大きさに於て差異があるであらうが著者は上記の如くそれのみでなく凝集状態 (State of aggregation) が異なるものと考へる。

(6) Guinier, Compt. Rend., 206 (1938), 1972.

6. 吸着に當り發熱、脱着に際しては吸熱が認めらるゝと同様常温及び焼戻時効の場合の凝集には發熱、復元の場合の分散には吸熱が認めらるゝこと Sykes その他の研究に見ても明かであるから時効現象を以上の如く説明しても差支なからうと考へる。

この研究に當つては研究所長田村宣武少將の御指示を得且つ山口桂次先生の御指導を得た。茲に厚く御禮を申上げる次第である。又土井康男君の熱心な助力を深く感謝する。

著者は仙臺に於てこの研究の發表を終り歸阪した日(昭和16年11月7日)に山口先生の御急逝を聞かされた。この論文が御指導を賜つた最後のものとなつてしまつた。偉大なる學者、人格者である先生を學界からと聞近から失つたことを哀み謹んで茲に御冥福を祈る次第である。

冷間加工せる金屬及び合金の低温焼鈍による 諸性質の變化に就て (第2報)*

山 田 史 郎**

Shiro Yamada: On the Annealing Characteristics of Some Cold Worked Metals and Alloys. (Second Report). In a previous work,⁽¹⁾ the author studied the so called "Strain Aging" phenomenon of some alloys and proved that in α brass and α Al-bronze, the increase of electric resistance produced by cold work is very great and the hardening phenomenon takes place corresponding to the 1st. decrease of electric resistance in annealing process. In order to reveal the mechanism of hardening and to study the existence of analogous phenomenon, the author made a further reserch on the annealing characteristics of cold drawn Cu-Ni, Cu-Si, Cu-Sn, Cu-Be, Cu-Mn, Ag-Cd, Ag-Zn, Ag-Sn, Al-Zn, Al-Mg alloys and pure Al, measuring electric resistance, tensile strength and hardness. For the alloys of Cu-Ni, Cu-Al, Cu-Zn systems in water quenched and annealed states, measurements of electric resistance were made at high temperature. The results obtained may be summarized as follows:

- (1) The increase of electric resistance of pure Al produced by cold work is very small and is recovered at the recrystallization temperature.
- (2) On annealing Al-Mg, Al-Zn, Cu-Si, Cu-Sn and Ag-Sn alloys the ordinary recovery process occurred.
- (3) In Ag-Cd and Ag-Zn alloys, analogous to α brass and α Al-bronze, the percentage increase of electric resistance produced by cold work is very great and the hardening phenomenon takes place corresponding to the 1st. decrease of electric resistance in annealing process.
- (4) On annealing Cu-Ni alloys of high Ni contents, the hardening phenomenon takes place. As a result of high temperature-electric resistance measurement, a kind of order-disorder transformation is found to take place in Cu-Ni system and it is presumed that the hardening phenomenon is due to this transformation.
- (5) The anomaly, presumably analogous to the case of Cu-Ni system, is found to take place in Cu-Al system and Cu-Zn system by means of high temperature-electric resistance measurement. And the hardening phenomenon of α brass and α Al-bronze is presumed to be due to this anomaly.
- (6) On studying the relation between the concentration of solid solution and the percentage increase of electric resistance produced by same degree of cold work, it is found that the marked discontinuous increase of electric resistance takes place from some atomic % of solute atoms in Cu-Al, Cu-Zn, Cu-Ni, Ag-Zn and Ag-Cd system.
- (7) The hardening phenomenon of cold worked Cu-Be alloy and Cu-Mn alloys of high Mn% by low temperature annealing is presumed to be due to the precipitation of γ phase and α Mn.

(Received November 29, 1941)

** 住友金屬工業株式會社伸銅所

* 本研究は昭和16年11月本會第10回仙臺大會に發表したものである。

I. 緒 言

曩に真鍮, アルミ青銅, 軟鋼等の冷間加工後の低温焼鈍による顕著なる硬化現象の研究を行い, 真鍮, アルミ青銅に於いては加工により著大なる電気抵抗の増加が認められ且つ焼鈍に際して著しい第一段の抵抗降下に伴つて硬化が行はれることを既に第1報⁽¹⁾に於いて報告した。

著者は更に純アルミニウム, Al-Mg, Al-Zn, Cu-Sn, Cu-Si, Cu-Ni, Cu-Be, Cu-Mn, Ag-Cd, Ag-Zn, Ag-Sn等の各系合金に就て実験を行い, 類似現象の有無を調べ且つ冷間加工後の低温焼鈍による硬化現象の本質を研究せんとした。

実験は前報⁽¹⁾と同様冷間抽伸により試料を作りこれを20cm程度に切斷して所定の熱処理の後電気抵抗, 抗張力の變化を測定したものであり, 抵抗測定はLeed & Northrup 電位差計を用いた。実験の精度を知るため抽伸の儘の状態では豫め電気抵抗の測定を行い加工の均一度を知り, 熱処理には全て鹽浴を用ひ酸化を防ぐため試料は銅管中に入れて鹽浴中に挿入し加熱を行つた。抗張試験は全て抵抗測定後試料を2分して各々に就て行ひその平均値を採つた。

II. 純アルミニウム, Al-Mg, Al-Zn 合金の研究

(a) 純アルミニウム 99.8%のAlを用ひ最後の抽伸前500°で2時間焼鈍を行ひ4mm→2mm (75% reduc-

Table 1 Effects of annealing on electric resistance and mechanical properties of cold worked pure Aluminium.

75% drawn 2mm wire				
Heat treatment	Specific resistance $\Omega \times 10^{-6}$	$\frac{\Delta R}{R} \cdot 100$	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %
As drawn	2.769	0.98	13.6	15.0
50° 30 min Air cooled	2.771	1.0	13.2	15.0
100 "	2.771	1.0	13.6	18.0
130 "	2.772	1.0	13.6	17.0
150 "	2.771	1.0	13.6	18.0
180 "	2.771	1.0	13.6	20.0
210 "	2.771	1.0	13.6	20.0
240 "	2.767	0.91	11.8	20.0
270 "	2.742	0.00	7.7	55.0
300 "	2.748	0.21	7.7	53.0
330 "	2.750	0.29	7.7	56.0
360 "	2.750	0.29	7.7	53.0
400 "	2.750	0.29	7.7	53.0

tion)の抽伸線を作り試料とした。豫め行つた電気抵抗測定の結果誤差範囲は $\pm 0.004 \times 10^{-6} \Omega$ 程度であつた。所定の温度に30分間加熱後空冷し電気抵抗, 抗張力を測

(1) 著者, 本誌5(1941), 390.

定した結果がTable 1である。Fig. 1は抗張力と抵抗の關係を示したものであつて加工による電気抵抗の増加

Fig. 1 Tensile strength and electric resistance as functions of reheating temperature.

は極めて僅少であり純銅の場合と同様に再結晶に相應して1段の抵抗降下が認められるのみであり, 且つ低温焼鈍による硬化現象は認められ

ない。

(b) Al-Mg 合金 Mg 3.07% Al Restの合金を用ひ最後の抽伸前500°2時間の焼鈍を行ひ5mm→2mm (84% reduction)の抽伸線を作り試料とした。抽伸状態での電気抵抗の誤差範囲は $\pm 0.006 \times 10^{-6} \Omega$ 程度であ

Table 2 Effects of annealing on electric resistance and mechanical properties of cold worked Al-Mg (3.07%) alloy.

84% drawn 2mm wire				
Heat treatment	Specific resistance $\Omega \times 10^{-6}$	$\frac{\Delta R}{R} \cdot 100$	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %
As drawn	4.349	1.9	31.5	7.0
50° 30 min Air cooled	4.349	1.9	31.8	10.0
100 "	4.320	1.2	30.5	10.0
130 "	4.306	0.89	30.2	10.0
150 "	4.304	0.84	28.6	10.0
180 "	4.299	0.73	27.3	13.0
210 "	4.299	0.73	26.7	13.0
240 "	4.295	0.63	25.7	20.0
270 "	4.276	0.19	21.9	23.0
300 "	4.276	0.19	21.2	30.0
330 "	4.276	0.19	20.9	30.0
360 "	4.275	0.16	20.9	27.0
400 "	4.275	0.16	19.9	30.0
500 "	4.275	0.16	19.3	30.0

つた。各温度で30分間加熱後空冷して実験を行つた結果がTable 2である。Fig. 2より見られる様に加工に

Fig. 2 Tensile strength and electric resistance as functions of reheating temperature.

より増加した電気抵抗の大半は再結晶前に失はれこれに相應して抗張力は低下し再結晶に相應

して残部の電気抵抗増加も失はれる。

(c) Al-Zn 合金 Zn 2.67%, Al Rest, Zn 10.04% Al Restの2種の合金を用ひ前記と同様最後の抽伸前に500°2時間の焼鈍を行ひ75%加工度の抽伸線を作つた。抽伸状態での電気抵抗の誤差範囲は前者に於いて $\pm 0.004 \times 10^{-6} \Omega$ 後者に於いては $\pm 0.009 \times 10^{-6} \Omega$ 程度

であつた。前記と全く同様な実験を行つた結果が Table 3 である。Fig. 3 は Zn 2.67% の合金の場合で前記の

Table 3 Effects of annealing on electric resistance and mechanical properties of cold worked Al-Zn alloys.

Al-Zn (2.67%) alloy 75% drawn 2mm wire				
Heat treatment	Specific resistance $\Omega \times 10^{-6}$	$\frac{\Delta R}{R} \cdot 100$	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %
As drawn	3.059	0.63	14.7	13.0
50° 30 min Air cooled	3.059	0.63	14.7	13.0
100 " "	3.061	0.69	14.7	13.0
130 " "	3.061	0.69	14.3	15.0
150 " "	3.057	0.55	14.0	17.0
180 " "	3.049	0.29	13.7	14.0
210 " "	3.049	0.29	13.4	13.0
240 " "	3.040	0.00	11.1	17.0
270 " "	3.040	0.00	8.1	40.0
300 " "	3.043	0.09	8.5	43.0
330 " "	3.040	0.00	8.5	43.0
360 " "	3.040	0.00	8.8	43.0
400 " "	3.040	0.00	8.5	43.0

Al-Zn (10.04%) alloy 75% drawn 2mm wire				
Heat treatment	Specific resistance $\Omega \times 10^{-6}$	$\frac{\Delta R}{R} \cdot 100$	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %
As drawn	3.849	4.1	23.4	17.0
50° 30 min Air cooled	3.849	4.1	23.4	17.0
100 " "	3.744	1.2	21.4	17.0
130 " "	3.712	0.37	20.0	17.0
150 " "	3.702	0.11	18.5	17.0
180 " "	3.702	0.11	17.9	20.0
210 " "	3.710	0.00	17.9	20.0
240 " "	3.710	0.00	14.8	37.0
270 " "	3.710	0.00	13.6	37.0
300 " "	3.710	0.00	13.6	40.0
330 " "	3.723	0.67	13.6	43.0
360 " "	3.723	0.94	13.3	37.0
400 " "	3.754	1.5	13.3	37.0
450 " "	3.764	1.8	13.3	37.0
500 " "	3.847	4.0	15.9	37.0

Fig. 3 Tensile strength and electric resistance as functions of reheating temperature.

Fig. 4 Tensile strength and electric resistance as functions of reheating temperature.

Al-Mg 合金と同様に抵抗は2段に減少する。Fig. 4 は Zn 10.04% の合金の場合であつて再結晶に相應しての抵抗降下は認められず 400° 附近より著しい抵抗増加が認められる。この合金は Al-Zn の二相範囲のものであり高温での抵抗増加は Zn の再溶解に基づくものと解せられる。

以上の様に純アルミニウム及び Al-Mg, Al-Zn 合金に於いては冷間加工後の低温焼鈍による硬化現象は認められず普通の Erholung が認められた。

III. Cu-Si, Cu-Sn 合金の研究

(a) Cu-Si 合金 Si 1.96% Cu Rest の合金を用ひ前記と同様 75% 加工度の径 2mm の線材を作り試料とした。抽伸状態での抵抗の誤差範囲は $0.04 \times 10^{-6} \Omega$ 程度

Table 4 Effects of annealing on electric resistance and mechanical properties of cold worked Cu-Si (1.96%) alloy.

75% drawn 2mm wire				
Heat treatment	Specific resistance $\Omega \times 10^{-6}$	$\frac{\Delta R}{R} \cdot 100$	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %
As drawn	15.970	4.5	77.4	10.0
100° 1 hr Air cooled	15.928	4.3	77.8	10.0
150 " "	15.897	4.1	76.9	10.0
180 " "	15.779	3.3	76.3	10.0
210 " "	15.648	2.4	75.8	10.0
240 " "	15.628	2.3	73.6	10.0
270 " "	15.628	2.3	71.9	10.0
300 " "	15.605	2.2	69.0	13.0
330 " "	15.402	0.83	40.7	47.0
360 " "	15.281	0.04	37.4	53.0
400 " "	15.275	0.00	35.8	57.0
450 " "	15.275	0.00	34.9	57.0
500 " "	15.281	0.04	32.9	60.0

であつた。所定の温度で 1 時間加熱空冷して電気抵抗、抗張力の測定を行つた結果は Table 4 に示す通りである。

Fig. 5 Tensile strength and electric resistance as functions of reheating temperature.

Fig. 5 に示す様に他の銅合金と全く同様に、加工により増加せる電気抵抗は 2 段に降下し第一段の降下に相應して或る程度の抗張力減少が認められ、第二段の降下は再結晶に伴つて起る。

(b) Cu-Sn 合金 Sn 5.93% Cu Rest の合金を用ひ 75% の抽伸を行ひ前記と同様な実験を行つた。抽伸状態での抵抗の誤差範囲は $\pm 0.03 \times 10^{-6} \Omega$ 程度であつた。結果は Table 5, Fig. 6 に示す通りである。電気抵抗の再結晶に相應する第二段目の降下は僅少で認め難くこの温度以上では抵抗は増加し始める。この再結晶後の抵抗増加は Zn 10% の Al 合金の場合と同様に Cu₃Sn の再溶解に基くものと考へられる。

以上の様に Si 1.96%, Sn 5.93% の合金は普通の Erholung の過程を示し、硬化現象は起らなかつた。C.

Haase u. F. Pawlek⁽²⁾ は Cu-Sn 合金抽伸線に就いて實驗を行ひ Sn 量の増加と共に再結晶後の抵抗増加の量は

Table 5 Effects of annealing on electric resistance and mechanical properties of cold worked Cu-Sn (5.93%) alloy.

75 % drawn 2 mm wire				
Heat treatment	Specific resistance $\Omega \times 10^{-6}$	$\frac{\Delta R}{R} \cdot 100$	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %
As drawn	9.863	4.9	91.5	7.0
100° 1 hr Air cooled	9.863	4.9	91.7	7.0
150 " "	9.800	4.2	91.5	8.0
180 " "	9.727	3.5	89.9	7.0
220 " "	9.591	2.0	85.8	7.0
250 " "	9.549	1.6	83.4	7.0
280 " "	9.511	1.2	79.4	13.0
300 " "	9.496	0.99	75.5	15.0
320 " "	9.475	0.77	69.1	20.0
340 " "	9.417	0.15	47.6	37.0
370 " "	9.402	0.00	42.8	53.0
400 " "	9.454	0.55	41.7	53.0
450 " "	9.444	0.45	39.9	58.0
500 " "	9.507	1.1	37.7	58.0

Fig. 6 Tensile strength and electric resistance as functions of reheating temperature.

増すことを示し Cu_3Sn の再溶解に基くものとして居る。尙 Sn 量が 13% 附近になれば冷間加工後の焼鈍過程で顕著な硬化現象が現はれることを示して居るが、これは後述する様に Cu_3Sn の析出に基くものと考へる可きである。

IV. Cu-Ni 合金の研究

(a) Cu-Ni (20%) 合金 Ni 19.85% Cu Rest の合金を用ひ前記と同様 75% 加工度の抽伸線を作り試料とした。抽伸状態に於ける抵抗の誤差範囲は $\pm 0.018 \times 10^{-6} \Omega$ 程度である。所定の温度に 1 時間加熱後空冷して電気抵抗、抗張力を測定せる結果は Table 6 に示す通りである。Fig. 7 に見られる様に加工による電気抵抗増加の大部分は再結晶温度以下で失はれ、再結晶に伴つて僅少ではあるが第二段の抵抗降下が認められ普通の銅合金と同じ様に普通の Erholung を示した。

(b) Cu-Ni (30%) 合金 Ni 30.79% Cu Rest の合金の 75% 抽伸線を明ひて前記と全く同様な實驗を行つた。抽伸状態での抵抗の誤差範囲は $\pm 0.04 \times 10^{-6} \Omega$ 程度であつた。結果は Table 6, Fig. 8 に示す通りである。Fig. 8 より見られる如く加工による電気抵抗増加は 400°

Table 6 Effects of annealing on electric resistance and mechanical properties of cold worked Cu-Ni alloys.

Cu-Ni (19.85%) alloy 75 % drawn 2 mm wire				
Heat treatment	Specific resistance $\Omega \times 10^{-6}$	$\frac{\Delta R}{R} \cdot 100$	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %
As drawn	26.692	1.6	59.1	7.0
100° 1 hr Air cooled	26.713	1.7	58.4	10.0
150 " "	26.657	1.4	59.0	10.0
200 " "	26.650	1.4	59.1	7.0
250 " "	26.657	1.4	59.0	10.0
280 " "	26.671	1.5	57.7	10.0
310 " "	26.650	1.4	57.4	10.0
340 " "	26.568	1.1	57.9	10.0
370 " "	26.444	0.53	56.4	13.0
400 " "	26.371	0.35	55.1	17.0
430 " "	26.339	0.23	54.8	18.0
460 " "	26.360	0.31	53.5	20.0
500 " "	26.360	0.31	53.2	27.0
550 " "	26.288	0.03	46.3	47.0
600 " "	26.278	0.00	36.5	50.0

Cu-Ni (30.79%) alloy 75 % drawn 2 mm wire				
Heat treatment	Specific resistance $\Omega \times 10^{-6}$	$\frac{\Delta R}{R} \cdot 100$	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %
As drawn	38.338	3.4	72.3	10.0
100° 1 hr Air cooled	38.317	3.4	71.0	7.0
150 " "	38.220	3.1	72.0	10.0
200 " "	38.162	3.0	72.4	7.0
250 " "	38.025	2.6	72.1	7.0
300 " "	37.902	2.3	71.0	7.0
330 " "	37.660	1.6	70.0	7.0
360 " "	37.342	0.75	69.0	10.0
400 " "	37.118	0.15	67.7	13.0
430 " "	37.075	0.04	65.9	13.0
460 " "	37.103	0.11	65.6	13.0
500 " "	37.073	0.03	64.6	17.0
540 " "	37.062	0.00	56.6	21.0
570 " "	37.089	0.07	45.5	40.0
600 " "	37.083	0.05	44.2	41.0
650 " "	37.062	0.00	43.6	47.0

Cu-Ni (40.31%) alloy 75 % drawn 2 mm wire				
Heat treatment	Specific resistance $\Omega \times 10^{-6}$	$\frac{\Delta R}{R} \cdot 100$	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %
As drawn	47.847	5.5	74.2	10.0
100° 1 hr Air cooled	47.632	5.0	75.2	10.0
160 " "	47.408	4.5	77.1	6.0
220 " "	47.166	4.0	77.7	7.0
280 " "	46.932	3.4	78.7	7.0
330 " "	46.498	2.5	76.1	13.0
380 " "	45.802	0.94	74.2	13.0
430 " "	45.373	0.00	72.3	17.0
480 " "	45.482	0.24	69.4	20.0
510 " "	45.597	0.49	67.9	20.0
550 " "	45.710	0.74	45.2	23.0
600 " "	45.687	0.69	42.3	40.0
650 " "	45.798	0.92	42.0	43.0
700 " "	45.729	0.78	41.6	50.0

(2) C. Haase, F. Pawlek, Z. Metallk., 28 (1936), 73.

Table 6 (Continued)

Cu-Ni (50:58 %) alloy 75 % drawn 2 mm wire				
Heat treatment	Specific resistance $\Omega \times 10^{-6}$	$\frac{\Delta R}{R} \cdot 100$	Tensile strength kg/mm^2	Elongation %
As drawn	51.767	5.7	87.2	10.0
100° 1 hr Air cooled	51.731	5.6	88.6	7.0
150 " " "	51.446	5.0	89.8	10.0
200 " " "	51.257	4.7	92.5	7.0
250 " " "	51.050	4.2	91.7	7.0
300 " " "	50.637	3.4	91.0	8.0
350 " " "	50.213	2.5	89.3	9.0
380 " " "	49.654	1.4	89.3	9.0
410 " " "	49.122	0.29	88.3	8.0
450 " " "	49.057	0.15	85.8	10.0
480 " " "	48.979	0.00	83.3	9.0
510 " " "	49.122	0.29	81.6	11.0
550 " " "	49.207	0.46	50.8	3.0
600 " " "	49.215	0.48	51.2	16.0
650 " " "	49.394	0.84	51.5	37.0
700 " " "	49.412	0.88	51.7	43.0

Fig. 7 Tensile strength and electric resistance as functions of reheating temperature.

Fig. 8 Tensile strength and electric resistance as functions of reheating temperature.

附近で降下して再び再結晶に相應する抵抗降下は認められなくなる。機械的性質は前者と同様普通の Erholung を示し硬化現象は認められなかつた。

(c) Cu-Ni (40 %) 合金 更に Ni 量を増加して Ni 40.31 % Cu Rest を用ひ 75 % 抽伸線に就いて同様な實驗を行つた結果が Table 6, Fig. 9 である。尚抽伸状態での抵抗の誤差範囲は $\pm 0.042 \times 10^{-6} \Omega$ 程度であつた。

Fig. 9 より見られる如く焼鈍につれて電気抵抗が降下し始めると共に硬化現象が現はれ 280° 近邊で最高値を示し約 4.5 kg/mm² の抗張力増加が認められる。電気抵抗は 430° 附近で最低値をとり後何か再溶解するが如き抵抗増加が認められ再結晶に相應する抵抗變化は認められない。

(d) Cu-Ni (50 %) 合金 尚 Ni 量を増加して Ni 50.58 % Cu Rest 合金を用ひ 75 % 抽伸後前記と同様な

實驗を行つた。抽伸状態での抵抗の誤差範囲は $\pm 0.041 \times 10^{-6} \Omega$ 程度であつた。結果は Table 6, Fig. 10 に示した。Ni 40 % の場合と全く同様に低温焼鈍による硬化

Fig. 10 Tensile strength and electric resistance as functions of reheating temperature.

現象が認められ 200° 近邊で最高値を示し約 5.3 kg/mm² の抗張力増加が認められる。電気抵抗の變化の模様も全く Ni 40 % の場合と同様に唯變化量が大きくなって居る。以上の様に Cu-Ni 系合金では Ni 量の少ない 20 %, 30 % の範囲では冷間加工後の低温焼鈍による硬化現象を示さず、更に Ni 量の多い 40 %, 50 % の範囲の合金は顯著なる硬化現象を示す。Jones, Pfeil, Griffith⁽³⁾ の Cu-Ni 合金壓延板に於ける實驗結果にも 45 % Ni 合金で硬化現象が認められて居る。電気抵抗の變化は 20 % Ni 合金の場合は、普通の銅合金と同様に抵抗は 2 段に降下し第二段の降下は再結晶に相應して起る。Ni が増加して 30 % になれば、再結晶に相應する抵抗變化は認められなくなり、抵抗は第一段の降下をした儘になる。更に Ni が増加して 40 %, 50 % になれば抵抗は第一段の降下を行つて最小値に達した後再び増加し始める。これは後述する Cu-Ni 系の異狀性に基く結果である。

V. Ag-Cd, Ag-Zn, Ag-Sn 合金の研究

第 1 報⁽¹⁾並びに以上の實驗により Al 基二元合金、銅基二元合金に就いて冷間加工後の焼鈍に伴ふ電気抵抗、抗張力の變化の模様が大概判明したので、更に銀固溶體の性情を調べるため Ag-Zn, Ag-Cd, Ag-Sn 合金に就いて、前記と同様な實驗を行ふこととした。Ag-Zn 系、Ag-Cd 系は Cu-Zn 系及び Cu-Al 系と類似した状態圖を作り、廣い固溶體範圍を有する合金系であり、Ag-Sn 系は普通の α 固溶體の溶解度が溫度上昇と共に廣くなる型の状態圖を作り、比較的固溶體範圍の狭い合金系である。

(a) Ag-Cd 合金 Cd 39.98 %, Ag Rest の合金を用ひ最後の抽伸前 500° 2 時間の焼鈍を行ひ 4 mm $\rightarrow$ 2 mm の抽伸を行つて試料を作つた。抽伸状態での電気抵抗の誤差範囲は、 $\pm 0.025 \times 10^{-6} \Omega$ 程度であつた。前記と同様所定の溫度に 1 時間加熱後空冷して電気抵抗、抗張力の變化を調べた結果が Table 7 である。 α 眞鍮、アルミ青銅の場合と同様に加工による電気抵抗増加は極めて著し

(3) Jones, Pfeil, Griffith, J. Inst. Metals, 47 (1931),

Table 7 Effects of annealing on electric resistance and mechanical properties of cold worked Ag-Cd (39.98%) alloy.

75% drawn 2mm wire				
Heat treatment	Specific resistance $\Omega \times 10^{-6}$	$\frac{\Delta R}{R} \cdot 100$	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %
As drawn	8.389	23.6	54.2	7.0
70° 1 hr Air cooled	8.235	21.3	56.7	6.0
100 " "	8.015	18.1	56.8	7.0
130 " "	7.620	12.3	58.4	5.0
150 " "	7.580	11.7	55.1	6.0
180 " "	7.066	4.1	35.5	25.0
210 " "	6.862	1.1	29.2	37.0
240 " "	6.850	0.93	29.0	37.0
270 " "	6.824	0.55	27.8	43.0
300 " "	6.818	0.46	27.7	40.0
400 " "	6.787	0.00	24.5	57.0

く 75% 加工度で抵抗増加率は 23.6% に達する。Fig. 11 より見られる如く焼鈍に際しても抵抗は、2 段に降下

Fig. 11 Tensile strength and electric resistance as functions of reheating temperature.

つて起ることも矢張同様である。

(b) Ag-Zn 合金 Zn 19.85% Ag Rest の合金に就

Table 8 Effects of annealing on electric resistance and mechanical properties of cold worked Ag-Zn (19.85%) alloy.

75% drawn 1.5mm wire				
Heat treatment	Specific resistance $\Omega \times 10^{-6}$	$\frac{\Delta R}{R} \cdot 100$	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %
As drawn	13.662	17.1	67.4	2.0
70° 1 hr Air cooled	13.586	16.5	67.9	2.0
100 " "	13.309	14.1	69.2	3.0
120 " "	13.119	12.5	69.4	2.0
140 " "	12.923	10.8	67.6	3.0
160 " "	12.923	10.8	66.5	4.0
180 " "	12.787	9.6	63.1	6.0
200 " "	12.663	8.6	61.4	5.0
220 " "	11.971	2.6	39.9	24.0
240 " "	11.689	0.20	33.5	35.0
260 " "	11.689	0.20	33.0	40.0
300 " "	11.665	0.00	31.3	39.0
350 " "	11.683	0.15	30.4	40.0
400 " "	11.683	0.15	29.9	50.0
450 " "	11.673	0.07	28.7	47.0
500 " "	11.665	0.00	28.5	50.0

いて最後の抽伸前 500° 2 時間の焼鈍を行つた後 3mm → 1.5mm (75% reduction) の抽伸を行つて、前記と同様の

実験を行つた。抽伸状態での抵抗の誤差範囲は $\pm 0.026 \times 10^{-6} \Omega$ 程度であつた。結果は Table 8, Fig. 12 に

Fig. 12 Tensile strength and electric resistance as functions of reheating temperature.

が認められる。

(c) Ag-Sn 合金 Sn 8.03% Ag Rest の合金に就いて全く同様の実験を行つた。75% 抽伸状態での電気抵抗の誤差範囲は $\pm 0.04 \times 10^{-6} \Omega$ 程度であつた。実験結果は Table 9, Fig. 13 に示す通りである。Ag-Sn 合金

Table 9 Effects of annealing on electric resistance and mechanical properties of cold worked Ag-Sn (8.03%) alloy.

75% drawn 1.5mm wire				
Heat treatment	Specific resistance $\Omega \times 10^{-6}$	$\frac{\Delta R}{R} \cdot 100$	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %
As drawn	28.340	5.8	64.2	3.0
100° 1 hr Air cooled	28.225	5.4	64.2	3.0
130 " "	28.080	4.9	63.0	5.0
150 " "	28.038	4.7	63.0	5.0
180 " "	27.801	3.8	62.5	5.0
210 " "	26.859	0.29	35.8	38.0
240 " "	26.859	0.29	34.7	40.0
270 " "	26.859	0.29	34.1	41.0
300 " "	26.834	0.20	34.1	48.0
330 " "	26.834	0.20	33.0	50.0
360 " "	26.834	0.20	30.7	61.0
400 " "	26.797	0.06	29.0	63.0
450 " "	26.797	0.06	28.4	63.0
500 " "	26.780	0.00	27.9	65.0

の加工による抵抗増加は僅少で 5.8% 程度の増加率を示し加熱に際して一般二元系合金と同様に、抵抗は 2 段に

Fig. 13 Tensile strength and electric resistance as functions of reheating temperature.

降下し第一段の降下に伴ひ抗張力は幾分低下し普通の Erholung を示した。以上の様に銀固溶体の冷間加工後の焼鈍に伴ふ電気抵抗、抗張力の變化も銅固溶体、アルミニウム固溶体と全く同様であり真鍮、アルミ青銅に類似せる状態図を作る Ag-Cd 系、Ag-Zn 系の高濃度の合金に於いて真鍮、アルミ、青銅と全く同様な硬化現象が行はれることが明かになつた。

VI. Cu-Ni 系, Cu-Al 系, Cu-Zn 系の異状性

第 1 報⁽¹⁾並びに上記の實驗結果より冷間加工後の低温焼鈍に際して普通の Erholung を示さず異状性即ち、硬化現象を示すものは Cu-Ni 系, Cu-Al 系, Cu-Zn 系, Ag-Zn 系, Ag-Cd 系合金であり、然も各系合金に於いて固溶體の濃度の小なる範圍に於いては硬化現象を示さず、高濃度の固溶體に於いて著しい硬化現象を示すことが判明した。従つて著者は斯る合金系の高濃度の範圍に於いて何か異状性が存在するのでは無いかと考へ、各系合金に就いて高温より焼入した状態或は、高温より徐冷した試料の高温電気抵抗測定を行つた。高温電気抵抗の測定は窒素氣流を通じて行ひ、電壓測定距離は、略 15cm で電流は 1A を通じ所定の温度で電流の方向を切換え、その平均値を以つて測定値とした。温度上昇は極めて徐かに行ひ約 1 度 1 分の割合で行つた。

(a) Cu-Ni 系 試料は全て前記の電気抵抗、抗張力の關係を研究する際作製せる抽伸線を用ひた。Fig. 14 は Cu 49.51% C 0.005%, Si 0.05%, Ni Rest の合金を 75% 抽伸した儘、700°より水冷せる状態、700°より徐冷せる状態 (700° 1hr → 450° 3hr → 350° 17hr →) より加

Fig. 14 Change in electric resistance in process of heating.

熱して行つた場合の電気抵抗の變化を示したものである。700°より水冷したものは徐冷したものに比して抵抗は非常に高い (1.76×10^{-6} Ω程度)、これを加熱して行けば恰も過飽和固溶體から第 2 相の析出するが如き抵抗の減少が低温部より起り、420°近邊で最低値に達した後、再溶解に似た抵抗増加が行はれる。試料は電解銅及び電解 Ni を以つて調製したもので不純物は極めて僅少であり熔解の際最も混入し易い C, Si を定量するも、上記の如く僅少なものである。従つて焼入を行ひば焼が入り加熱によつて恰も第 2 相の析出するが如き抵抗減少の行はれる事實は不純物の析出を以つて考へることは不可能であり、Cu-Ni 系に於いて一種の規則-不規則格子變化の現象が存在するものと考えられる。75% 抽伸状態のものは 700°より焼入せるものより更に電気抵抗は大であつてこれを加熱して行けば低温部より著しい抵抗減少が行はれ 200~300°の附近で 5kg/mm² 程度の抗張力増加が行はれることは前記の通りである。従つて前記せる

Cu-Ni 系合金の冷間加工後の低温焼鈍による硬化現象は加工の儘の不規則状態より規則状態に移る一種の析出作用に基くものと考えられる。亦前記せる様に Ni 量の多い合金に於いて再結晶に基く電気抵抗の減少が認められない事實は 400°附近より行はれる抵抗増加の現象に相殺せられる結果に他ならぬと考えられる。

Fig. 15 は Ni 量を變化して 55.83%, 50.58%, 40.31%, 30.79%, 19.85% の合金に就いて 700°より徐冷 (700° 1hr → 450° 3hr → 350° 17hr →) した後加熱を行つた場

Fig. 15 Change in electric resistance in process of heating.

合の抵抗變化を調べたものである。Ni 量の減少するに従ひ 400°附近よりの抵抗増加現象は段々その程度を減じ Ni 20% の合金に於いては低温

部と高温部に於ける抵抗の温度係數に餘り差異は認められなくなる。變化の起る温度は Ni 量に餘り關係なく大體 400°近邊であり Ni 量の多少はその變化度の多少に關係する。以上の如く高温電気抵抗測定の結果 Cu-Ni 系に於いて一種の規則-不規則格子變化の現象が存在することが判明したが X 線的にこれを確認出来ないかと云ふ考の下に Cu 49.51% C 0.005%, Si 0.05% Ni Rest の合金を直徑 1mm に抽伸して試料となし 700°より水冷せる状態及び 700°より徐冷 (700° 2hr → 600° 1hr → 500° 2hr → 450° 2hr → 400° 2hr → fc. cool) した状態のデバイ・シェラー寫眞を撮影した。Photo. 1 はその比較である、水冷

Photo. 1 Cu 49.51% C 0.005% Si 0.05% Ni Rest.

A. Quenched from 700°
B. Slowly cooled from 700° (Cu-Ni).

せるものと徐冷せるものでは電気抵抗に著しい相違は認められるに拘らず X 線寫眞では Ni と Cu が相隣れる原

子番號を持つためであらうか兩者の間に何の變化も認められなかつた。

冷間加工後の低温焼鈍による硬化現象は加工により増加せる電気抵抗が加熱によりて降下する際に現はれる。従つて一定度の加工による電気抵抗増加率と溶質原子%間の關係を調べると抵抗増加率の著しい濃度範圍の固溶體に於いて硬化現象が著しく現はれることが判る

Fig. 16 は Cu-Ni 系に就いて加工度を 75% に一定した

Fig. 16 Relation between the concentration of solid solution and the percentage increase of electric resistance produced by same degree of cold work.

時の關係を示したものである。焼鈍状態で固溶體の比抵抗が溶質原子數に直線的關係で増加する Ni 20% 迄は加工による抵抗増加率は寧ろ純銅の場合より減少する傾を持ちこの直線的關係より偏差する Ni 30% 附近以上の濃度の合金に於いて抵抗増加率は著しくなり且つこれを焼鈍する場合に硬化現象が現はれる。

象が現はれる。

(b) Cu-Al 系 Fig. 17 は Al 8.09% Cu Rest の合金を 56% の抽伸加工せる状態及び 600° で 2 時間保持

Fig. 17 Change in electric resistance in process of heating.

した後、水冷せる状態より加熱して行つた場合の電気抵抗の變化を示したものである。Cu-Al 合金は加工により特に著しい抵抗増加を示すものでこれを加熱して行けば抵抗は 100° 附近より稍減少し始め 200° 附近で急激なる減少を示し第一段の抵抗降下を終る。第 1 報⁽¹⁾で示した様に抗張力は抵抗の減少するに連れて増加し始め 100° に於いて約 1.2kg/mm², 150° で 4.7kg/mm², 200° では 9.2kg/mm², 280° に於いて 9.5kg/mm² 程度の増加が認められた。330° 附近よりの第二段目の抵抗減少は再結晶に基くものであることは明かである。600° より水冷せる状態のものは加工の影響の全部除去された状態であるに拘らず加熱して行けば 100° 附近より同様に抵抗減少が行はれる。この程度は Cu-Ni 系の場合に比し非常に僅少ではあるが本質的には Cu-Ni 系合金の場合と同様

な現象であると考えられる。Fig. 18 は Al 含有量を變化して Al 9.08%, 8.09%, 7.05%, 5.97%, 5.04%, 4.10%, 2.21% の合金及び純銅を 600° で 2 時間加熱後水冷した状態より加熱して行つた時の抵抗變化を示したものである。電気抵抗の減少するが如き 100° 附近よりの彎曲は Al 量の減ずると共に減少して Al 2% 程度では殆んど認められなくなる。Fig. 19 は Al 9.08%, 8.09%, 7.05% の合金に就いて 600°

Fig. 18 Change in electric resistance in process of heating.

Fig. 19 Change in electric resistance in process of heating.

Fig. 20 Relation between the concentration of solid solution and the percentage increase of electric resistance produced by same degree of cold work.

焼鈍状態で固溶體の比抵抗が溶質 Al 原子數に直線的關係で増加する 5 原

合金に就いて 600° より水冷せるものと 600° より徐冷 (600° 2hr → 550° fc. cool 3hr → 300° 2hr → fc. cool) せるものの相違を調べたもので徐冷したものは 100° 附近よりの抵抗變化の程度が少いがこの程度の冷却速度では幾分焼が這入つたものと思はれる。以上の如く Cu-Al 系に於いても Cu-Ni 系と同様一種の規則-不規則格子變化に起因すると考へられる現象が認められる。従つて冷間加工後の低温焼鈍による著しい第一段の抵抗降下に伴ふ硬化現象は加工により高度に不規則化せられた状態より規則状態に移る一種の析出作用によるものと考へられる。

抽伸加工度を 56% に一定し加工による電気抵抗増加率と溶質原子數の關係を調べたものが Fig. 20 である。

焼鈍状態で固溶體

子 % 附近迄は加工による抵抗増加率は純銅の場合と大差なくこの直線的関係より偏差する 6 原子 % 以上の濃度範囲になると抵抗増加率は極めて著大なる値に達する。斯る著しい抵抗増加率を示す濃度範囲の合金に於いて冷間加工後の低温焼鈍による硬化現象が現はれるのである。

(c) Cu-Zn 系 Fig. 21 は, Cu-Zn 系の各合金に就いて前記と同様加工度を 56% に一定し加工による電気

Fig. 21 Relation between the concentration of solid solution and the percentage increase of electric resistance produced by same degree of cold work.

Fig. 22 Change in electric resistance in process of heating.

いて最高値を示さなかつた。Fig. 22 は Zn 29.56%, 24.68%, 19.83%, 14.78% の合金を 600° で 2 時間加熱後

Fig. 23 Relation between the concentration of solid solution and the percentage increase of electric resistance produced by same degree of cold work.

な異状性が認められ且冷間加工により著しい抵抗増加を

抵抗増加率と溶質原子数間の関係を調べたものであつて Cu-Al 系と全く同様な関係が得られた。即ち Zn 10 原子 % 迄は抵抗増加率は純銅と大差なく 15 原子 % 附近より抵抗増加率は急増する。K. Crampton,

L. Burghoff⁽⁴⁾ は略同様な結果を得て抵抗増加率は Zn 25% 附近で最高値を示すとして Cu₃Zn に相當する規則格子の存在を暗示して居る。然し著者の実験では特に Zn 25% に於

て最高値を示さなかつた。Fig. 22 は Zn 29.56%, 24.68%, 19.83%, 14.78% の合金を 600° で 2 時間加熱後水冷して高温電気抵抗測定を行つた結果である。30% Zn の合金に於いては Cu-Al 系合金の場合と全く同様な抵抗變化が明かに認められる。Cu-Zn 系合金の高温電気抵抗測定により Cu-Ni 系, Cu-Al 系と本質的に同様な異状性が認められ且冷間加工により著しい抵抗増加を

示す濃度範囲の合金が低温焼鈍により第一段の抵抗降下に伴つて硬化現象を示す事實より矢張一種の規則-不規則格子變化にその硬化の原因をおくものと考へられる。

尚 Ag-Cd 系, Ag-Zn 系に就いても前記と同様に抽伸

Fig. 24 Relation between the concentration of solid solution and the percentage increase of electric resistance produced by same degree of cold work.

加工度を 56% に一定し加工に依る電気抵抗増加率と溶質濃度の関係を調べた結果が Fig. 23, 24 であつて, Cu-Al 系等と全く同様に或る濃度範囲以上の合金に於いて抵抗増加率の異状増加が認められた。従つて前記した Ag-Cd 合金, Ag-Zn 合金に認められる硬化現象も Cu-Al 系合金の場合と本質的に類似せる現象に起因するものと考へられる。

VII. 過飽和固溶体の冷間加工後の低温焼鈍による硬化現象

従来軟鋼等に於いて相當有力視されて居る不純物の溶解度が加工歪のため減少し後の低温焼鈍により析出して硬化すると云ふことは勿論考へ得られることである。過飽和固溶体に於いても過飽和度の小なる時、換言すれば溶質原子の濃度が比較的に少い場合は、單なる焼入焼戻操作によつて硬化を示さないが、焼入後加工歪を與へてやれば、次の焼鈍或は焼戻操作により析出硬化する場合がある。

(a) Cu-Be 合金 Fig. 25 は Be 0.5% を含む Cu-Be 合金に就いての実験結果である。Cu-Be 系は常温に

Fig. 25 Hardening phenomenon of cold rolled Cu-Be alloy by low temperature annealing.

於いては殆んど α 固溶体の溶解度を示さぬものであつて 0.5% Be を含む合金は勿論焼入、焼戻に依つて析出硬化を示す可きであるが、圖に示す様に單なる焼入、焼戻を行つても、硬化を示さない。然るに 20% の冷間壓延を行つたものは、後の低温焼鈍により顯著なる硬化現象を示す。この硬化現象は勿論 α 相より γ 相の析出が加工歪のため促進せられた結果であると思ふ可きである。

(b) Cu-Mn 合金 第 1 報⁽¹⁾ に於いて Mn 5.70% の

(4) K. Crampton, L. Burghoff, A. I. M. E. Technical Publication No. 1290 (1941).

Cu-Mn 合金に就いて実験を行ひ普通の Erholung が行はれることを報告したが、更に Mn 量を多くして Mn 17.20%, 23.01% の合金に就いて 75% 加工度の抽伸線を作り所定の温度に 1 時間加熱後空冷して電気抵抗、抗張力の測定を行つた結果が Table 10, Fig. 26, 27 に示

Table 10 Effects of annealing on electric resistance and mechanical properties of cold worked Cu-Mn alloys.

Cu-Mn (17.20%) alloy 75% drawn 2mm wire			
Heat treatment	Specific resistance $\Omega \times 10^{-6}$	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %
As drawn	60.405	83.5	5.0
100° 1hr Air cooled	60.084	84.5	4.0
150 " "	59.105	87.0	3.0
200 " "	58.591	86.2	3.0
240 " "	58.325	84.5	7.0
280 " "	58.084	81.6	7.0
320 " "	57.234	78.4	10.0
360 " "	55.993	77.6	13.0
400 " "	54.525	76.4	13.0
430 " "	54.094	75.3	17.0
460 " "	53.949	70.3	18.0
490 " "	54.011	64.3	20.0
520 " "	53.924	56.8	30.0
550 " "	54.038	54.2	37.0
600 " "	56.641	51.9	40.0
650 " "	56.736	52.0	40.0

Cu-Mn (23.01%) alloy 75% drawn 2mm wire			
Heat treatment	Specific resistance $\Omega \times 10^{-6}$	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %
As drawn	70.009	89.6	7.0
100° 1hr Air cooled	70.059	89.6	7.0
150 " "	69.423	89.8	4.0
200 " "	68.600	93.6	5.0
250 " "	68.114	92.0	7.0
300 " "	67.038	84.8	7.0
350 " "	65.167	80.0	10.0
400 " "	64.128	74.5	13.0
430 " "	63.506	67.8	18.0
460 " "	63.413	60.9	27.0
490 " "	63.128	57.1	31.0
520 " "	63.402	55.3	30.0
550 " "	63.313	55.5	33.0
600 " "	64.551	52.6	33.0
650 " "	66.395	51.6	37.0

すものである。尚抽伸状態での電気抵抗の誤差範囲は前者に於いて $\pm 0.072 \times 10^{-6} \Omega$ 、後者に於いては $\pm 0.21 \times 10^{-6} \Omega$ 程度であつた。Mn 量が 17%, 23% に達すると再結晶に相應する第二段の抵抗降下は認められぬ様になり、600° 以上で著しい抵抗増加が認められる。この著しい抵抗増加は α 固溶體中に Mn の再溶解が行はれるものと考えられる。而してこの抵抗増加の起る温度は Mn 量の多い 23% Mn 合金に於いて高温側に移動して居る。然

して普通の空冷程度の冷却速度では再溶解せる Mn は析出することなく過飽和の状態で常温に持ち來たされることは以上の実験より推定される。従つて Fig. 26, 27 に

Fig. 26 Tensile strength and electric resistance as functions of reheating temperature.

Fig. 27 Tensile strength and electric resistance as functions of reheating temperature.

示す低温部の著しい抵抗降下の一原因として過飽和固溶體よりの Mn の析出に起因するものが考へられこの場合認められる硬化現象も Cu-Be 合金と同様加工により Mn の析出が促進せられた結果であると考へられる。

以上の様に Cu-Be 合金, Cu-Mn 合金で認められる冷間加工後の低温焼鈍による硬化現象は普通の析出硬化現象と考へられる可きで Cu-Ni, Cu-Al, Cu-Zn, Ag-Cd, Ag-Zn 合金に認められる硬化現象とは明かに區別す可きである。C. Haase u. F. Pawlek⁽²⁾ に依つて示された高濃度の Cu-Sn 合金に現はれる硬化現象も以上の Cu-Be 合金の場合と同様 Cu₃Sn の析出に基くものであらう。

VIII. 總 括

Cu-Ni, Cu-Si, Cu-Sn, Cu-Be, Cu-Mg, Ag-Cd, Ag-Zn, Ag-Sn, Al-Zn, Al-Mg 等各二元系合金及び純アルミニウムの冷間加工後の焼鈍に際して起る硬度、抗張力、電気抵抗の變化を研究し、更に Cu-Ni 合金 Cu-Al 合金, Cu-Zn 合金の高温電気抵抗測定を行つた。これ等の實驗結果を要約すれば次の如くである。

(1) 純アルミニウムは加工に依る電気抵抗増加は非常に僅少であり焼鈍に際して再結晶に相應して一段の抵抗減少があるのみであり硬化現象は認められなかつた。

(2) Al-Mg, Al-Zn, Cu-Si, Cu-Sn, Ag-Sn 合金に於ては、加工に依りて増加せる電気抵抗は焼鈍に際して二段に降下し第一段の降下に伴ひ抗張力の低下が起り第二段の降下は再結晶に相應して起り普通の Erholung を示した。

(3) Ag-Cd, Ag-Zn 合金は真鍮、アルミ青銅等と全く同様に加工による電気抵抗増加は極めて著しく焼鈍に際して第一段の著しい抵抗降下に伴つて硬化現象が現はれ

第二段の抵抗降下は再結晶に相應して起る。

(4) Cu-Ni 合金に於いては Ni 量の多い合金に冷間加工後の低温焼鈍による硬化現象が現はれる。高温電気抵抗測定の結果 Cu-Ni 系に於いて一種の規則-不規則格子變化の存在することが認められ硬化現象もこれに基因すると考へられる。

(5) Cu-Al 系, Cu-Zn 系に於いても高温電気抵抗測定の結果本質的に Cu-Ni 系と類似せる異状性が認められ硬化現象もこれに基因すると考へられる。

(6) 一定加工度による抵抗増加率と溶質原子濃度間の

關係に於いて Cu-Ni, Cu-Al, Cu-Zn, Ag-Cd, Ag-Zn 系は何れも同様に或る濃度以上の合金に於いて著しい抵抗増加率の急増が認められた。

(7) Cu-Be, 高濃度の Cu-Mn 合金に認められる硬化現象は普通の析出硬化現象である。

本研究の終にのぞみ終始御懇切なる指導を賜はつた研究部長田邊工學博士, 研究部副長五十嵐工學博士に厚く感謝の意を表すると共に熱心に實驗を補助された小坂利夫君に感謝す。

脱炭に依り生ずる地鉄粒の形状に就いて

持 田 徳 彦*

Tokuhiko Motida: On the Shape of Ferrite Grains formed by Decarburization of Steels. When steel is decarburized at a temperature below its A_3 point, a ferrite band is sometimes formed on its surface. When the band is formed, the form of the ferrite grains is either in columnar or equiaxed grains. The author studied the relations between the Fe-C equilibrium diagram and these two kinds of ferrite grains formed by decarburization.

(1) High purity steels having 0.6%, 0.9% and 1.7% of carbon were decarburized below the A_3 point by moist hydrogen and the relation between the forming of columnar or equiaxed grains and the equilibrium diagram was sought.

(a) The decarburization of γ phase or $\gamma + Fe_3C$ phase forms columnar ferrite grain.

(b) The decarburization of $\alpha + \gamma$ phase or below the A_1 line forms equiaxed ferrite grain.

(2) Hypereutectoid steel of grain sizes Nos. 3, 5 and 8 were decarburized, and it was found that although the amount of decarburization was affected by grain size, the form of ferrite grains was not affected by it. The decarburization is less as the grain size becomes smaller.

(Received December 16, 1941)

I. 緒 言

鋼の脱炭は工業にも重要であるから古くから研究せられ報文の數も澤山ある。殊に爐内瓦斯に依る鋼の脱炭が重要視せられ、これに關する諸現象の研究が行はれて居るのであるが、多くは觀察的な内容に止まり、脱炭に依つて生じた地鉄層の種々相に關してはまだ十分な説明は與へられて居ない。著者は前報⁽¹⁾の“鋼の乾濕水素に依る脱炭”に於て地鉄層の生成機構を“脱炭力と”“ γ 相中の炭素擴散力”の相對的關係によるものとして鐵-炭素系状態圖を基としてその説明を試みた。但し脱炭に依り生ずる地鉄粒が或る條件下に柱狀-Columnar (Fig. 1) となり、或は粒狀-Equiaxed Crystal (Fig. 1) となる點に就ては餘り觸れなかつた。この地鉄の柱狀晶生成は鋼或は白

鉄の脱炭に於て起る普通の現象であるが、吾國では未だ採上げられて居ない。外國に於てはこの柱狀結晶粒生成

Fig. 1

に關して多くの研究があるが、まだ吾人の首肯し得るような説明は與へられて居ない。著者は本報に於て柱狀地鉄粒の生成と状態圖とが如何なる關係を有するかを實驗的に明かにし、その機構を考へ又脱炭組織より逆に

その脱炭が如何なる條件下に進行せしかを知り得ることを明かにせんとするものである。

II. 鋼の脱炭機構

次に順序として前報⁽¹⁾の乾濕水素に依る鋼の脱炭に就

* 東京帝國大學工學部工業分析化學教室

(1) 著者, 鐵と鋼, 27 (1941), 260.