結 論

材料の靜的及び動的機械性質の比較に普通行はれてゐるやうに外力又は外モーメント、變位線圖を以つてすることは誤謬に陥り易きことを指摘し之を單なる張力及び

戻りの場合について説明し上記の圖を歪力-歪圖に改むる爲必要なる計算の例を示した。

本稿は本多先生の指導のもとに行つたものである。茲に感謝の意を表する。

固溶體に於ける溶解度變化を有する合金の熱處理による性質の變化、特に鋼の焼戻脆性の原因に關する理論に就て (I)

工 學 士 横 山 均 次*

Kinji Yokoyama:— On the Cause of Temper-Brittleness in Steels and Analogous Phenomena in Some Age-Hardening Alloys. According to the theory on the cause of temper-brittleness in steels introduced by Profs. Honda and Yamada, the phenomenon is due to the presence of the carbides separated on the grain boundaries along the solubility line below the A_1 point. Several observed facts connected with the temper-brittleness can satisfactorily be explained by the above theory although there is no definite microscopic evidence for the boundary carbides in brittle specimens. The age-hardening in alloys by heat treatment is also closely connected with the change in solubility in solid solution. The two phenomena, therefore, are related to each other with respect to the solubility change in solid solution; hence steels susceptible to temper-brittleness should show the ageing phenomenon and age-hardening alloys should have a property similar to the temper-brittleness in steels. In this view, the temper-brittleness in steels can be dealt with as a property common to all metallic alloys with varying solubility in solid solution. In some of these age-hardening alloys, the mechanism of temper-brittleness in steels can favourably be studied by the reasons that (1) microscopic observations of the existence of compounds on the grain boundaries are possible, (2) the physical properties of such solid solutions are comparatively well known. In the first part of this investigation, the existence of both temper-brittleness and age-hardening was first confirmed in 3 carbon steels, 7 nickel-chromium steels, chromium steels, nickel steel, Duralumin, aluminium-copper alloy containing 5.5 per cent. copper, 18-8 stainless steel and Corson alloy containing 4 per cent. Ni_2Si by means of impact and hardness tests. The effect of the boundary compounds on the impact values of these alloys was then examined microscopically as well as mechanically on these non-ferrous alloys and also on 18-8 stainless steel subjected to several kinds of heat treatments. It was concluded that the cause of the brittleness in these materials is due to the presence of the compounds on the grain boundaries. Thus the carbide theory on the temper-brittleness in steels was experimentally confirmed. In the second part of the investigation, the effect of the presence of solid solution-phases separated out on the boundaries of the crystal grains on the mechanical properties of the alloys was examined also microscopically as well as mechanically on the age-hardening alloys, such as copper-iron alloy containing 1.31 per cent. iron, copper-silver alloy containing 4.81 per cent. silver and iron-copper alloys containing about 2 per cent. copper. It was found by the experiments that there are two kinds of age-hardening alloys with or without the properties similar to the temper-brittleness in steels, depending on the relation between the hardness of a phase separated out on the grain boundaries and that of the ground mass of the alloys; i. e. the copper iron alloy with harder phase on grain boundaries is the former case, while the copper-silver or iron-copper alloy with softer phase on grain boundaries the latter. From these results, the general elucidation on the change of the properties in the age-hardening alloys caused by heat treatments was given.

(Received March 29, 1937)

* 東京工業大學機械科

第 1 編 化合物を析出相とする数種の時効硬化性合金の熱処理と機械的性質との関係、特に鋼の焼戻脆性の原因に関する新理論に就て

第 1 章 緒 論

鋼の焼戻脆性の原因に就ては多くの研究が行はれてゐるが⁽¹⁾、この現象は一般に α -鐵に對する炭化物の溶解度が温度によつて變化することに基因するとせられてゐる。然しその詳細なる理論に關して種々異論のあるのは、その組織を顯微鏡的に十分明瞭にすることが出来ないからである。又別に近年合金の熱処理による時効硬化の研究は異常の發達を遂げたのであるが、その結果によればこの現象は固溶體に於ける溶解度に變化ある合金に於て焼入により過飽和固溶體を得たものに附隨して起る

第 1 表

名 稱	成 分	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %
炭 素 鋼	I	0.10	0.20	0.61	0.026	0.037	—	—
„	II	0.31	0.29	0.45	0.043	0.036	—	—
„	III	0.51	0.21	0.64	0.018	0.013	—	—
ニッケルクロム鋼	I	0.18	0.16	0.32	0.025	0.014	1.50	3.34
„	II	0.33	0.14	0.49	0.011	0.012	0.80	1.28
„	III	0.23	0.30	0.16	0.016	0.017	0.96	3.00
„	IV	0.21	0.24	0.37	0.016	0.012	0.68	3.15
„	V	0.43	0.19	0.37	0.016	0.027	0.79	3.26
„	VI	0.31	0.36	0.32	0.016	0.026	0.96	2.68
„	VII	0.38	0.22	0.48	0.016	0.011	0.66	3.10
クロム 鋼		0.39	0.35	0.48	0.018	0.023	0.86	—
ニッケル 鋼		0.31	0.30	0.45	0.014	0.011	—	3.40
デュラルミン	Cu 4.2% Mn 0.6% Mg 0.6% Si 0.75% Al 殘							
アルミニウム-銅合金	Cu 5.5% Al 殘							
18-8 不 銹 鋼	C 0.10% Cr 18% Ni 8% Fe 殘							
コルソン合金	Ni ₂ Si 4% Cu 殘							

- (1) R. H. Greaves, J. Iron & Steel Inst., **100**(1919), 329.
 F. Rogers, J. Iron & Steel Inst., **100** (1919), 325.
 R. H. Greaves & J. A. Jones, J. Iron & Steel Inst., **102** (1920), 171. **111** (1925), 231.
 Philpot, Rév. Mét., Mém., (1920), 93.
 吉川, 鐵と鋼, **10** (1924), 723.
 W. T. Griffiths, J. Iron & Steel Inst., **111** (1925), 257; J. H. Andrew & H. A. Dickie, J. Iron & Steel Inst., **114** (1926), 359.
 本多, 山田, 鐵と鋼, **13** (1927), 1.
 永澤, 鐵と鋼, **19** (1933), 174.
 E. Houdremont u. Schrader, Arch. Eisenhüttenwes., **7** (1933/34), 49.
 W. Bischof, Arch. Eisenhüttenwes., **8** (1934/35), 293.
 H. Bennek, Arch. Eisenhüttenwes., **9** (1935/36), 147.
 H. A. Dickie, Engineering, **141** (1936), 301.

現象であるとせられてゐる⁽²⁾。依つて鋼の焼戻脆性及び合金の時効硬化現象は共に固溶體に於ける溶解度變化に基因するといふ點に於て互に關聯せるものであつて、即ち焼戻脆性を顯はす鋼には時効硬化現象があると同時に時効硬化性合金に於ては一般に鋼の焼戻脆性と類似の現象が存在しなければならない。鋼の焼戻脆性の研究は從來鋼に就てのみなされたのであるが、以上の見解によればこれは寧ろ固溶體に於ける溶解度變化を有する合金一般に共通する性質として取扱はるべきものである。且この時効硬化性合金のうちのあるものに於てはその組織を顯微鏡的に明瞭に觀察することが出來、又 X 線の研究その他の諸研究によつてその熱處理と物理的性質との關係が比較的明瞭にせられゐるものがある故、鋼の焼戻脆性の原因を研究するために時効硬化性合金を用ふことは最も有利であると言はねばならない。本研究は以上の考の下に時効硬化性合金を用ひて鋼の焼戻脆性の原因を探究せんとしたものである。

本研究に於ては試料として第 1 表に示す如き諸

種の鋼及び時効硬化性非鐵合金を用ひた。衝擊試験は 30 kg-m のシャルピー式試験機により、試験片は標準の大きさとし、それにアイゾット型の切入みを適當の深さに入れたものを用ひ、又その試験片に就てロックウェル硬度を測定した。

第 2 章 炭素鋼並に特殊鋼の A₁ 點以下の焼入による時効硬化及び焼戻脆性に就て

先づ第 1 表に示す鋼の A₁ 點以下の焼入に附隨する時効による硬度及び衝擊値の變化を調べた。その結果を總括すれば、(1) これらの鋼は一般に常溫時効硬化に従つて衝擊値を減少することは第 1 圖 (炭素鋼の場合) 及び第 2 表によつて知られる。(2) その變化率は一般に焼鈍試料では大で焼戻試料では小で且合金元素の量の多いものほど小さいことは又第 2 表によつて知られる。(3) これら第 1 表の鋼を焼入後常溫以上の溫度に焼戻するときは何れも 50~150° に於て時効現象に相當する變化を示し、硬化に伴つて脆化する (その 1 例として第 2~5 圖を示す)。常溫時効で殆ど脆化のない焼戻せるニッケルクロ

- (2) 小久保, 金屬の研究, **7** (1930), 343; **8** (1931), 289.
 V. Göler u. G. Sachs, Metallwirtsch., **8** (1929), 671.

第 1 圖

ム鋼 V, VI
及びニッケ
ル鋼もこれ
によつて變
化が明らか
に認められ
る。この様
に鋼の衝撃
抵抗は一般
に時効中減
少すること
は時効によ
る硬度増加、
換言すれば
じり抵抗の
増加に拘ら
ず分離抗力

を顯はす(その 1 例として第 3~5 圖を示す)。只炭素鋼
の波來土組織のもの(第 2 圖)に於て焼戻脆性の認められ
ないのは脆弱なる波來土が存在するためである。この結
果から鋼は一般に焼戻脆性を有すると同時に A₁ 點以下
の溫度から焼入することにより時効硬化現象を顯はすも
のである。

次に鋼の常溫或は常溫より 150° までの溫度に於て時
効硬化(從つて脆化)せるものを更に高溫度に焼戻するとき
は軟化が起り、それ從つて靱くなる。400° 以上の溫度
に於ては溶解度變化の影響が漸く著しく、その衝撃値は
焼戻後の冷却速度によつて左右せられる様になる。この
範圍に於ける變化を明らかにするためにニッケルクロム
鋼 VII に就て實驗を行つた。即ち始め 670° に焼戻せる後
急冷した靱い材料及び徐冷した脆い材料を 450~670° の
種々の溫度に種々の時間再加熱した後急冷して第 6 圖⁽³⁾
の如き結果を得た。この結果から又靱い材料を各溫度
に一定時間焼戻して急冷した場合の焼戻溫度と衝撃値と

第 2 表

鋼 種	熱 處 理	硬 度 試 驗						衝 撃 試 験			
		焼 入 前 度 硬 ロックウェル B スケール	焼 入 直 後		1,000 時 間 常 溫 時 効 後		試験片 切込深さ mm	焼入直 後		1,000 時 間 常 溫 時 効 後	
			硬 度 ロックウェル B スケール	硬 度 增加率 %	硬 度 ロックウェル B スケール	硬 度 增加率 %		衝撃値 kg-m	衝撃値 kg-m	衝撃値 減少率 %	衝撃値 減少率 %
炭 素 鋼	I 900°1h 爐冷, 700°1h 水冷	65.7	82.3	25.3	95.6	45.6	1.0	3.00	0.56	81.3	
	" " 1/2h 水冷, " "	76.3	83.9	10.0	89.1	16.8	5.0	9.49	9.20	3.1	
	II 850°1h 爐冷, " "	82.1	89.0	8.4	96.9	18.0	0.5	1.98	0.88	55.5	
	" " 1/2h 水冷, " "	93.6	94.9	1.4	97.5	4.2	2.5	12.98	11.40	13.4	
	III 810°1h 爐冷, " "	87.0	90.9	4.5	96.2	10.6	0.5	1.58	0.88	44.3	
	" " 1/2h 水冷, " "	94.2	95.2	1.1	97.6	3.6	1.5	13.81	13.21	4.3	
ニ ッ ケ ル ク ロ ム 鋼	I 830°1h 爐冷, 650°1h 水冷	81.7	85.9	5.1	89.9	10.0	2.5	20.50	18.00	12.2	
	" " 油冷, " 12h "	88.8	92.0	3.6	94.0	5.9	2.5	19.00	18.60	2.1	
	II " " 爐冷, " 25h "	80.8	85.8	6.2	88.5	9.5	1.0	12.20	8.80	27.8	
	" " 油冷, " " "	92.1	94.7	2.8	95.7	3.9	2.0	16.34	15.94	2.4	
	III " " 爐冷, 630°1h "	86.3	88.0	2.0	96.5	11.8	0.5	16.90	14.40	14.8	
	" " 油冷, " 12h "	91.9	96.5	5.0	99.3	8.1	2.0	15.30	14.80	3.3	
	IV 850°1/2h 爐冷, " 25h "	83.0	86.6	4.0	89.8	7.8	1.5	10.91	8.11	25.7	
	" " 油冷, " " "	95.6	96.3	0.7	97.9	2.4	1.5	18.07	17.07	5.5	
	V 830°1h 爐冷, " " "	93.6	95.3	1.8	96.8	3.4	0.5	11.79	11.02	6.5	
	" " 油冷, " " "	97.5	98.9	1.4	100.1	2.7	1.5	14.00	13.95	0.4	
	VI " " 爐冷, " " "	88.6	91.2	2.9	92.4	4.3	0.5	9.92	9.82	1.0	
	" " 油冷, " " "	95.3	97.0	1.8	98.0	2.8	1.5	12.46	12.40	0.5	
ク ロ ム 鋼	850°1h 爐冷, 700°1h "	81.8	91.2	11.5	96.7	18.2	0.5	7.41	6.61	10.8	
	" " 油冷, " 12h "	89.4	93.6	4.7	97.0	3.8	2.0	14.32	13.62	4.9	
ニ ッ ケ ル 鋼	810° " 爐冷, 630°1h "	84.1	90.3	7.4	96.7	15.0	0.5	13.60	12.10	11.0	
	" " 油冷, " 12h "	91.6	94.6	3.3	98.1	7.1	2.0	13.80	13.80	0	

は大なる變化を示さないために垂直應力による引張破壊
を起すによるものである。

次に第 1 表の鋼のうち炭素鋼の粗粒酸組織のもの及び
特殊鋼の波來土及び粗粒酸組織のものは何れも焼戻脆性

の關係を求むれば第 7 圖の様になる。圖に附記せるは焼
戻時間である。この結果によれば 450~550° に於ては

(3) 圖には加熱溫度 670° 及び 550° の場合の結果を示し他
は茲には省略した。

第 2 圖

第 5 圖

焼炭時間の増加と共に衝撃値を減少し、長時間焼炭した窮極の状態に於てはすべて實線の曲線と重なる。又第8圖は始め焼鈍せる材料に就て全く同様の實驗を行つた場合の結果で、焼炭温度對衝撃値の關係は第7圖の場合と全く同様である。

第 3 章 チュラルミン、アルミニウム-銅合金、18-8 不銹鋼及びコルソン合金に於ける焼炭脆性と類似の現象に

第 3 圖

第 6 圖

就て

デュラルミン及びアルミニウム-銅合金に就て先づ鋼の場合(第2章, 第6~8圖の實驗)と同様に焼炭實驗を行つた。第9及

第 4 圖

第 7 圖

第 8 圖

び 10 圖 (400° 以下の結果は省略) はこれらの合金の常溫で時効硬化せる試料及び焼鈍して脆い試料を再加熱して急冷直後の焼戻時間と硬度及び衝擊値の關係を示す。又この常溫時効した試料を一定時間焼戻した場合の焼戻溫度と硬度及び衝擊値の關係を求むれば第 11~14 圖に示す様になる。又これらの合金の顯微鏡組織は顯微鏡寫眞 No. 1~56 に示す。この結果によればこれらの合金を焼戻す際の硬度並に衝擊値の變化は前章に於ける鋼の場合と全く同様の経過を辿るものであり、且デュラルミンに於ける 350° 邊の脆性範圍及びアルミニウム-銅合金の 450° 邊の脆性範圍に於ては結晶粒境界に於て化合物が凝集し且その量は焼戻時間の増加と共に大となること、が顯微鏡下に明瞭に

第 9 圖

第 10 圖

第 11 圖

デュラルミン

第 1 2 圖

アルミニウム-銅合金
(Cu 5.5%)

第 1 3 圖

第 3 表

材 料	處 理	ロック ウェル 硬 度	衝撃値 kg-m	衝撃値 比
デュラルミン	510° 1 時間加熱後 爐中冷却	F 51.6	4.5	—
	510° 1 時間加熱後 水中冷却	" 78.1	14.2	3.16
	同上, 37 日間常溫 放置	" 97.5	6.1	1.36
アルミニウム- 銅 合 金 (cu5.5%)	525° 1 時間加熱後 爐中冷却	" 37.4	4.0	—
	525° 1 時間加熱後 水中冷却	" 71.8	11.4	2.85
	同上, 41 日間常溫 放置	" 80.3	7.6	1.90
18-8 不 銹 鋼	1,000° 30 分間加熱 後爐中冷却	B 77.8	14.1	—
	1,000° 30 分間加熱 後水中冷却	" 84.3	15.0	1.06
	同上, 600° 30 分間 加熱	" 85.5	13.8	0.98

- (a) 衝撃試験片切込深さ 0.5mm
 (b) " 0.7mm
 (c) " 2.0mm

窺はれる。

次にデュラルミン、アルミニウム-銅合金及び 18-8 不銹鋼に於ける時効硬化と焼戻脆性の關係は第 3 表によつて知ることが出来る。これによればこれらの合金は何れも時効硬化に伴つて脆化を起し同時に鋼の焼戻脆性

に相當する現象が存在するものであることは前章に於ける鋼の場合と全く同様である。このうち 18-8 不銹鋼は第 1 表に示す如く炭素 0.1% を含有するものであつて、焼戻により硬化し且鋼の焼戻脆性に相當する現象を示すのは勿論この炭化物の γ -鐵に對する溶解度變化に基因するものである⁽⁴⁾。その顯微鏡組織は顯微鏡寫眞 No. 57~67 に示す。

次に第 15 圖はコルソン合金を 900° 1 時間加熱後種々の速度を以て冷却したものの試験結果で、これによればこの合金は空中冷却によつて硬化する。又 900°~300° 6 時間冷却より速かな冷却では軟かい状態程靱いが、それより緩かな冷却では軟化するに拘らず脆化する。後者は鋼の焼戻脆性と類似の現象であつて、この種の試料に

- (4) B. Strauss, H. Schottky u. J. Hinnüber, Z. anorg. allg. Chem., **188** (1930), 30.
 R. H. Aborn & E. C. Bain, Trans. Am. Soc. Steel Treating, **18** (1930), 837.
 E. Greulich, Arch. Eisenhüttenwes., **5** (1931/32), 323.
 E. Houdremont u. P. Schafmeister, Arch. Eisenhüttenwes., **7** (1933/34), 187.
 M. Schmidt, O. Jungwirth, Kor. u. Metallsch., **9** (1933), 293.

第 15 圖

第 16 圖

第 17 圖

限つて結晶粒の境界に化合物の凝集することが明らかに認められる。尙このほか900~1000°の種々の温度に1~6時間の種々の時間加熱した後同様に種々の速度を以て冷却した試料に就て行つた試験結果も以上と全く同様の傾向を示した。これらの顕微鏡組織は顕微鏡寫眞No. 68~77に示す。又この徐冷によつて起る結晶粒の成長は極く僅かで、實驗の結果によればこれは衝撃値に對して影響がなく、従つて第15圖の軟化に伴ふ脆化は全く結晶粒境界に比較的小なる化合物の存在するによるものである。この様に一般には硬い状態では脆く、軟かい状態では靱いのであるが、化合物が結晶粒の境界に存在する場合に限り軟かくとも脆いものである。

以上によつてこの合金に於ては鋼の焼戻脆性と類似の現象が存在するものであることを知るに依つて、次にこの合金の850°1時間加熱後水冷せる試料を焼戻する場合の硬度並に衝撃値の變化に就て研究した。その結果は第16圖に示し、尙圖の實線は各温度に1時間焼戻した後水冷せるもの、點線は同様に焼戻せる後徐冷せるものゝ結果である。これによればこの合金は500°附近に於て最大の焼戻硬化を示し、それによつて脆くなり、それ以上の温度では再び軟化し衝撃値はそれに伴つて漸次増大するが、その途中700°附近に於て脆性範囲が顯はれる。これを顕微鏡組織試験の結果と對照するときは顕微鏡寫眞No. 78~86に見る如く、この脆性温度範囲の合金に於て

結晶粒境界化合物の析出が最も著しいことが明瞭に觀察される。然るに焼戻温度がこの脆性範囲より低きときには長時間の焼戻によるも化合物の析出凝集を顯微鏡的に認めることは出来ない。第17圖及び顕微鏡寫眞No. 87はその事實を示すものであつて、圖は900°1時間加熱後水冷したものゝこの温度範囲に24, 48時間焼戻した場合の結果である。以上の諸實驗の結果を綜合するときは、この合金の焼戻による性質の變化は亦鋼及び時効性アルミニウム合金のそれと本質的に全くその規を一にするものであることが知られる。

第 4 章 鋼の焼戻脆性の原因に関する新理論

前2章の實驗に依つて鋼、デュラルミン、アルミニウム-銅合金、18-8不銹鋼及びコルソン合金に於ける時効硬化並に焼戻脆性の兩種の現象の相關性を實證し、且鋼以外のこれら時効性諸合金の硬度及び衝撃値に對する結晶粒境界化合物の存在意義を明瞭にすることが出来た。依つて本章に於てはそれらの實驗的事實を基として以下述べる如き鋼の焼戻脆性の原因に關する新理論を誘導せんとするものである。

凡そA₁點以下の焼入によつて得られる過飽和状態の鋼を焼戻するときの變化は第18圖に示す如く4範圍に區分して考へることが出来る。圖に於て實線は焼戻後急冷

せるもの、點線は徐冷せるものゝ結果である。第 18 圖範圍 I に於ては時效により硬化が起りそれに従つて脆化する範圍であつて、これは常溫或は常溫以上の比較的低溫度に於て完了する。範圍 II は時效に次いで起る軟化の範圍であつて、過飽和固溶體はこの溫度範圍に於て分解を起し、溶質炭化物は溶媒結晶粒内に於て微細混合の状態に析出する。この著しい軟化に伴つて材料は靱くなる。範圍 III に於ては析出せる溶質は結晶粒内に於ても凝集するが、又結晶粒境界に向つて著しく擴散する。第 2 章の鋼の焼戻實驗の場合に第 7 及び 8 圖の 450~550° に於ける脆性範圍はこの範圍 III に該當するものであつて、この範圍内で軟化するに拘らず衝擊値を減少するのは結晶粒境界に炭化物の存在するによるものである。鋼

第 18 圖

ではこの結晶粒境界炭化物の存在を顯微鏡的に認めることは困難であるが、鋼とその時効性質を全く同じうするデュラルミン、アルミウム-銅合金、18-8 不銹鋼及びコルソン合金の如き時効硬化性合金に於てはこの範圍 III に相當する溫度範圍に於て結晶粒境界化合物の存在を顯微鏡的に實證することが出来、且鋼と同様の脆性範圍の存在することは既に第 3 章に於て記述した通りである。範圍 IV は析出凝集せる炭化物が加熱によつて再溶解する溫度範圍であつて溶質は再び固溶體化するために急冷により硬化し、且結晶粒境界炭化物の消失即ち脆性原因が除去されるために靱くなる。鋼の焼戻脆性はこの範圍 III, IV の溫度範圍に於て α -鐵結晶粒境界炭化物の析出、溶解に關聯して起る現象であつて、この溫度範圍に於て焼戻時間を長くするときは結晶粒境界に於て炭化物の析出する量が多くなり、それに従つて衝擊値は減少して遂にその溫度の溶解度に對應する値に達する。即ちこの範圍 III, IV に於ては第 7 及び 8 圖の實線に示す如き溶解度曲線に準すべき曲線が得られると同時に加熱後の冷却速度の影響が顯はれる。

斯の如くこれらの鋼及び時効性非鐵合金に於ける焼戻による性質の變化は何れも全く同様の経過を示し、且それらの變化は X 線的研究その他の諸研究による今日の時効硬化理論より十分正當に説明されるといふ事實及びこれらの時効性非鐵合金に於ける焼戻脆性類似的現象は顯微鏡的研究の結果結晶粒境界化合物の存在に基因するといふ實驗的諸事實から考察するときは以上の理論は全く正當なるものと言はねばならない。依つて鋼の焼戻脆性に附隨して起るすべての現象は以上の理論によつて完全に説明し得るものである。(未完)

デュラルミン (No. 1~31 $\times 350$)

[1] 510° 10h 徐冷

[2] 510° 1h 水冷

[3] 510° 1h 水冷, 480° 1h 水冷

[4] 510° 1h 水冷, 480° 2h 水冷

[5] 510° 1h 水冷, 450° 1h 水冷

[6] 510° 1h 水冷, 450° 12h 水冷

[7] 510° 1h 水冷, 400° 1h 水冷

[8] 510° 1h 水冷, 400° 11.5h 水冷

[9] 510° 1h 水冷, 400° 22h 水冷

[10] 510° 1h 水冷, 400° 46h 水冷

[11] 510° 1h 水冷, 350° 1h 水冷

[12] 510° 1h 水冷, 350° 5h 水冷

[13] 510° 1h 水冷, 350° 10h 水冷

[14] 510° 1h 水冷, 350° 30h 水冷

[15] 510° 1h 水冷, 350° 54h 水冷

[16] 510° 1h 水冷, 350° 78h 水冷

[17] 510° 1h 水冷, 300° 1h 水冷

[18] 510° 1h 水冷, 300° 5h 水冷

[19] 510° 1h 水冷, 300° 33h 水冷

[20] 510° 1h 水冷, 300° 82h 水冷

[21] 510° 1h 水冷, 300° 154h 水冷

[22] 510° 1h 水冷, 250° 1h 水冷

[23] 510° 1h 水冷, 250° 5h 水冷

[24] 510° 1h 水冷, 250° 198h 水冷

[25] 510° 1h 水冷, 200° 1h 水冷

[26] 510° 1h 水冷, 150° 1h 水冷

[27] 510° 1h 水冷, 100° 1h 水冷

[28] 510° 10h 徐冷, 400° 1h 水冷

[29] 510° 10h 徐冷, 400° 46h 水冷

[30] 510° 10h 徐冷, 350° 1h 水冷

アルミニウム-銅合金 (No. 32~56 ×350)

[31] 510° 10h 徐冷, 350° 78h 水冷

[32] 525° 10h 徐冷

[33] 525° 1h 水冷, 525° 1½ h 水冷

[34] 525° 1h 水冷, 475° 1h 水冷

[35] 525° 1h 水冷, 475° 21h 水冷

[36] 525° 1h 水冷, 450° ½ h 水冷

[37] 525° 1h 水冷, 450° 10h 水冷

[38] 525° 1h 水冷, 450° 26h 水冷

[39] 525° 1h 水冷, 400° 1h 水冷

[40] 525° 1h 水冷, 400° 94h 水冷

[41] 525° 1h 水冷, 380° 1h 水冷

[42] 525° 1h 水冷, 350° 87h 水冷

[43] 525° 1h 水冷, 350° 153h 水冷

[44] 525° 1h 水冷, 300° 1h 水冷

[45] 525° 1h 水冷, 300° 180h 水冷

[46] 525° 1h 水冷, 250° 1h 水冷

[47] 525° 1h 水冷, 250° 119h 水冷

[48] 525° 1h 水冷, 200° 212h 水冷

[49] 525° 1h 水冷, 150° 216h 水冷

[50] 525° 10h 徐冷, 525° 1½h 水冷

[51] 525° 10h 徐冷, 475° 1h 水冷

[52] 525° 10h 徐冷, 475° 21h 水冷

[53] 525° 10h 徐冷, 450° 10h 水冷

[54] 525° 10h 徐冷, 450° 26h 水冷
18—8 不銹鋼 (No. 57~67 $\times 350$)

[55] 525° 10h 徐冷, 400° 94h 水冷

[56] 525° 10h 徐冷, 350° 87h 水冷

[57] 1100° $\frac{1}{2}$ h 徐冷 [58] 1100° $\frac{1}{2}$ h 水冷

[59] 1000° 1h 徐冷

[60] 1000° 1h 水冷

[61] 1000° 1h 水冷, 900° $\frac{1}{2}$ h 徐冷 [62] 1000° 1h 水冷, 900° $\frac{1}{2}$ h 水冷 [63] 1000° 1h 水冷, 800° $\frac{1}{2}$ h 徐冷

[64] 1000° 1h 水冷, 800° 1/2h 水冷

[65] 1100° 1/2h 徐冷, 1000° 1/2h 水冷

[66] 1100° 1/2h 徐冷, 900° 1/2h 水冷

コルソン合金 (No. 68~87 ×450)

[67] 1100° 1/2h 徐冷, 650° 1/2h 水冷

[68] 900° 1h 水冷

[69] 900° 1h 空冷

[70] 900° 1h 加熱後, (900°~300°) 4h 冷却 (爐冷)

[71] 900° 1h 加熱後, (900°~300°) 6h 冷却

[72] 900° 1h 加熱後, (900°~300°) 12h 冷却

[73] 900° 1h 加熱後, (900°~300°) 24h 冷却

[74] 900° 1h 加熱後, (900°~300°) 48h 冷却

[75] 900° 6h 加熱後, (900°~300°) 48h 冷却

[76] 950° 6h 加熱後, (950°~300°) 48h 冷却

[77] 1000° 6h 加熱後, (1000°~300°) 48h 冷却

[78] 850° 1h 水冷, 450° 1h 水冷

[79] 850° 1h 水冷, 500° 1h 水冷

[80] 850° 1h 水冷, 600° 1h 水冷

[81] 850° 1h 水冷, 650° 1h 水冷

[82] 850° 1h 水冷, 675° 1h 水冷

[83] 850° 1h 水冷, 700° 1h 水冷

[84] 850° 1h 水冷, 750° 1h 水冷

[85] 850° 1h 水冷, 800° 1h 水冷

[86] 850° 1h 水冷, 800° 1h 徐冷

[87] 900° 1h 水冷, 550° 48h 爐冷