

高周波加熱による焼入性に及ぼす各種元素の影響

The Effect of Various Alloying Elements on the Hardenability of Induction Heating Steels

須藤 利孝* 本間 八郎*
Toshitaka Sudo Hachiro Honma

内 容 梗 概

高周波焼入用適性材料の選択と適正な高周波焼入法の基礎資料とするため、3 kc, 300 kW 日立式、10 kc, 75 kW ショップ式および 30 kc, 200 kVA 火花放電式の焼入装置を用いて、急速加熱下の鋼材の焼入性をしらべた。すなわち、C, Ni, Cr, Mo を1~4種含んだ10数種の構造用炭素鋼および特殊鋼について、種々な加熱条件、前処理条件における高周波急速加熱のジョミニー曲線を求め、一般加熱におけるものと比較しながら、高周波焼入の硬化能を検討した。さらに、SNC 2, SCM 1, SUJ 2 および SUS 2 の鋼種について高周波加熱のS曲線を求め、普通加熱のものと比較して急速加熱におけるオーステナイト化の機構を検討した。

その結果、高周波加熱における鋼の焼入性は、鋼種によつては加熱条件、前処理条件に非常に敏感に影響されるものもあり、SUJ 2 (軸受鋼第2種)の球状化焼鈍したものは、6秒、950°Cの加熱条件では、ほとんど中炭素鋼の硬化能しか示さぬことなどを明らかにした。

1. 緒 言

日立製作所では、歯車、軸類など産業機械の主要部品について、特に耐摩耗性を必要とする箇所や、高い疲労強度を要求される部分に高周波焼入を行つているが、近時各機種のパフォーマンスの向上とともにその応用鋼種も広くなり一般構造用強靱鋼はもちろん、高クロム不銹鋼などにも及ぶようになってきた。もともと高周波焼入は浸炭、その他の表面硬化法と同様に、芯部の強靱性を保持したままで所要の箇所を硬化し耐摩耗性を与えるのが目的であり、また焼入の機構そのものは普通の全体焼入の場合と変わらない。ただ、高周波誘導電流による局所の急速加熱焼入ということが著しく相異なる。これによつて、変態機構、残留応力の分布などが異なり、高周波焼入において特に耐摩耗性そのほかの機械的性質が優秀である⁽¹⁾という特質となる反面、鋼種によつては焼割れ、硬度不足を生じやすい欠点にもなる。しかしながら焼入機構が一般焼入と同様であるなら、高周波焼入においても、鋼の変態特性を利用した各種の熱処理工夫がなされてよいはずである。たとえば、焼割れの問題にしても、各種冷却剤の利用、マルクエンチング、中段焼入、遅延焼入などの方法^{(2)~(4)}によつて防止することである。応用鋼種が広くなれば、これらの方法はぜひ必要になってくる。これらは、高周波加熱における鋼の焼入性、変態特性の研究によつてはじめて正しく行われると思う。また、焼入後の機械的性質からみた適用鋼種の選定においても、たとえば Cr, Mo などの炭化物を多く含む鋼の急速加熱下の変態機構の研究が必要となる⁽⁵⁾。以上の事情から、われわれは機械構造用炭素鋼および特殊鋼の主なものに対

* 日立製作所亀有工場

第1表 高周波焼入装置諸元

名 称	発振形式	周波数	容 量
日 立 式	Motor Generator	3,000~	300kW
Schoppe & Fässer	Motor Generator	10,000~	75kW
火 花 放 電 式	火 花 放 電	30,000~	200kVA

して、一端焼入法および恒温変態実験によつて、急速加熱の焼入性をしらべた。これによつて適用鋼種の選定に多少でも指針を与えることができたなら幸と思う。

2. 高周波焼入装置

高周波焼入装置は第1表に示すとおり、発振周波数の異なる三種のものを用いた。焼入の場合、高周波電流の周波数は、加熱深度、加熱速度などに影響するので、後述するとおりこれらの影響も実験の対象とした。

3. 急速加熱一端焼入試験

まず、各種構造用合金鋼の高周波加熱における焼入硬化性を、急速加熱一端焼入法によつてしらべた。高周波焼入における鋼の硬化性は、材料自身の性質のほかに加熱の条件が非常に問題となる。加熱の条件として、われわれは加熱速度と最高加熱温度との二条件を考えた。一般の焼入と異なり、きわめて急速加熱でしかも最高加熱温度の保持時間が零という変則的なオーステナイト化サイクルなので、平衡状態に達したオーステナイトから焼入れられない場合が多い。すなわち鋼中に含まれる合金元素やそれらの間の化合物の溶解および拡散の速さが問題となる。この観点から、以上の二条件と、焼入前の組織の条件とをそれぞれ変えて、それらに対する各種鋼の焼入硬化性をしらべた。

第2表 試料の化学成分変態点およびオーステナイト結晶粒度

試料 No.	鋼 種	化 学 成 分 (%)								変 態 点 (°C)*				結粒** 晶度
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ac ₁	Ac ₃	Ar ₃	Ar ₁	
01B	S35C	0.33	0.28	0.71	0.028	0.019				729	810	759	671	6.5
02A	SK7	0.65	0.29	0.35	0.018	0.021				726	752	714	681	6.0
04A	(HJES) SN68	0.30	0.28	0.44	0.011	0.016		2.78		702	736	655	588	6.5
05A	SNC2	0.28	0.25	0.40	0.014	0.018	0.73	2.61		730	762	679	605	6.0
06A	SCr2	0.34	0.20	0.69	0.023	0.014	1.11			762	805	728	681	5.5
07A	SUJ2	0.98	0.43	0.24	0.018	0.021	1.57			770	805	732	720	5.5
08B	SUS2	0.17	0.44	0.94	0.027	0.014	11.47			801	840	738	682	5.0
09A	SCM1	0.28	0.26	0.47	0.022	0.016	1.17		0.28	772	831	766	702	6.0
10A	SNCM1	0.30	0.30	0.54	0.029	0.016	0.28	1.57	0.21	713	752	661	598	7.5

* 加熱, 冷却速度 3~5°C/min

** 学振浸炭法による

第3表 前熱処理条件

試料 No.	鋼 種	焼 鈍	焼 準	球 状 化 焼 鈍	焼 入 焼 戻
01B	S35C	850°C×1.5時間炉冷	870°C×30分空冷	—	850°C×1時間油冷 600°C×1.5時間油冷
02A	SK7	850°C×1.5時間炉冷	830°C×1時間空冷	740°~640°C 4回加 熱冷却後, 徐冷	830°C×1時間油冷 600°C×1.5時間油冷
04A	SN68	850°C×1.5時間炉冷	850°C×1時間空冷	—	850°C×1時間油冷 600°C×1.5時間油冷
05A	SNC2	850°C×1.5時間炉冷	850°C×1時間空冷	—	850°C×1.5時間油冷 600°C×1.5時間油冷
06A	SCr2	850°C×1.5時間炉冷	870°C×1時間空冷	—	850°C×1.5時間油冷 600°C×1.5時間油冷
07A	SUJ2	850°C×1.5時間炉冷	—	930°C×1.5時間空冷 780°C×3時間徐冷 (600°Cまで10°C/h) 以後自然炉冷	850°C×1.5時間油冷 600°C×1.5時間油冷
08B	SUS2	900°C×1.5時間徐冷	—	—	950°C×1.5時間油冷 700°C×1.5時間油冷
09A	SCM1	850°C×1.5時間炉冷	890°C×1時間空冷	—	870°C×1時間油冷 600°C×1.5時間油冷
10A	SNCM1	850°C×1.5時間炉冷	—	—	850°C×1時間油冷 600°C×1.5時間油冷

第4表 高周波加熱条件

実 験	電 力 条 件		加 間 熱 (s)	最 高 加 熱 温 度 (°C)	備 考
	周 波 数 (~)	出 力			
焼入前処理 および最高 加熱温度の 影響	3,000	発電機側 1,125~1,170V 225~265A	6.3	850	SUS2を除く
	3,000	発電機側 1,125~1,170V 255~265A	8.8	950	
	3,000	発電機側 1,125~1,170V 255~265A	12.2	1,050	SUS2のみ
加熱速度の 影響	3,000	発電機側 1,125~1,170V 255~265A	6.3	850	
	30,000	100~102 kW	4.6	850	
	30,000	110~115 kW	3.7	850	

3.1 実験方法

3.1.1 試 料

本実験に用いた試料の化学成分, 変態点およびオ-

ステナイト結晶粒度を第2表に示す。えらんだ試料は機械構造用として多く用いられる炭素鋼, 特殊鋼のうち, C, Ni, Cr, Mo をそれぞれ適当に含んだものである。変態点は, 各鋼材より 5φ×50 mmの試験片に機械仕上げした後, 本多式熱膨脹試験機により, 加熱冷却速度 3~5°C/min で測定した。結晶粒度は学振の浸炭法にしたがつた。以上の 60~100 mmφ 鋼材を, 35 mmφ に鍛伸, 完全焼鈍を行い各実験に応じて第3表に示した前処理を行った後, 第1図(b)の形状の

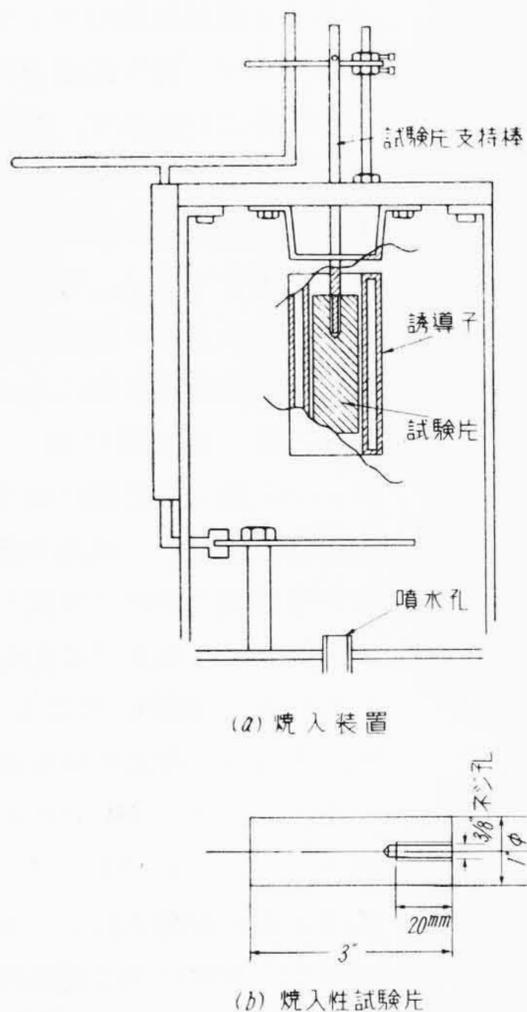
一端焼入試験片に機械仕上げをした。

3.1.2 焼入装置

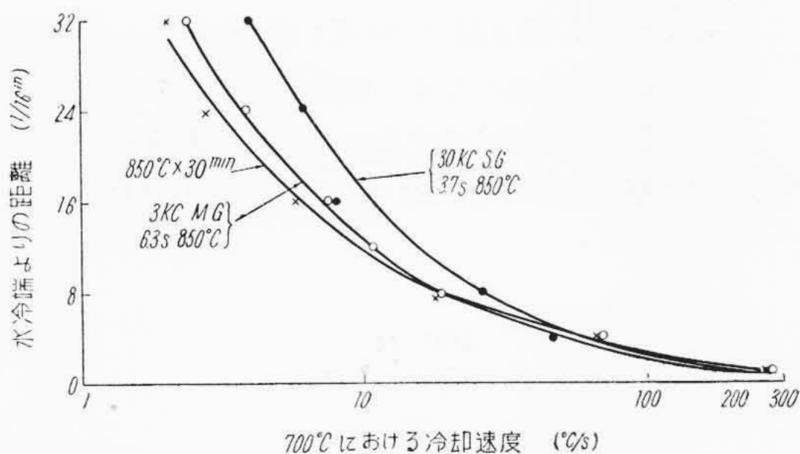
急速加熱一端焼入装置を第1図に示す。試料はジョミニー試験機の上部に支持棒によつてささえられ, 表面を高周波誘導加熱されるように置かれている。用いたインダクタは内径 1¼ in, 外径 2 in, 長さ 4 in, のもので下端に近い部分に温度測定用のぞき孔を設けた。最高加熱温度は, この孔から光高温計によつて試験片の表面温度を測定した。なお温度測定は, 後に述べる通り, 0.3 mmφ のアルメルクロメル熱電対を接着して測る方法も併用した。一定の電力条件で表面が所定の最高加熱温度に達すれば, ハンドルを回して試験片を落下させ, ジョミニーテストと同一条件で一端冷却される。

3.1.3 加熱条件

加熱に際しての電氣的な条件, 通電時間などを第4表に示す。



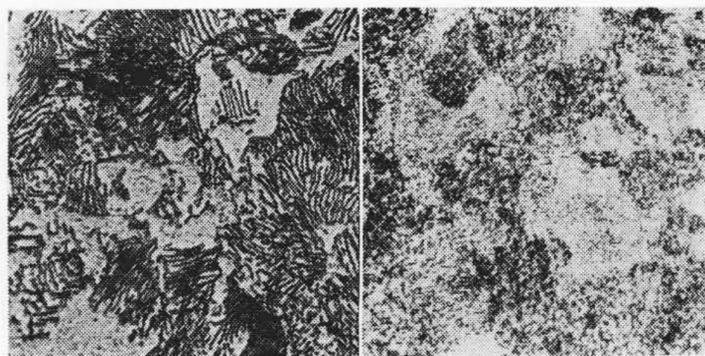
第1図 急速加熱一端焼入装置および試験片



第2図 一端焼入試料各部の冷却速度

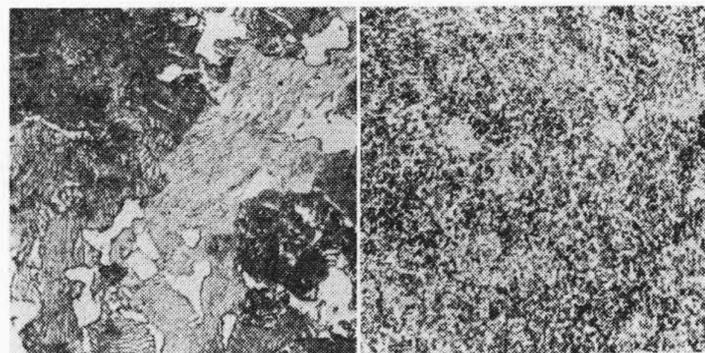
3.2 ジョミニーテストにおける試料各部の冷却速度較正

この実験では、加熱条件、試験片の形状が標準のジョミニーテストと異なり、したがって水冷端より各位置における冷却速度も異なってくるので、あらかじめ冷却速度を測定した。温度測定は 0.3 mmφ のアルメルクロメル熱電対を用いた。これを、一端焼入試験片の水冷端より 1/16 ~ 2 in まで 12 箇所にあけた 0.8φ × 1mm の孔に挿入して、ポンチでかしめて接着した。しかして電磁オンシログラムによつて 850 および 950°C からの一端焼入中の冷却速度を測定した。この結果が第2図であつて、700°C における冷却速度と水冷端から距離との関係曲線を表わしている。この結果によつて、求めたジョミニー曲線を 3 kc M. G. (6 秒 850°C) のそれを基準にして修正



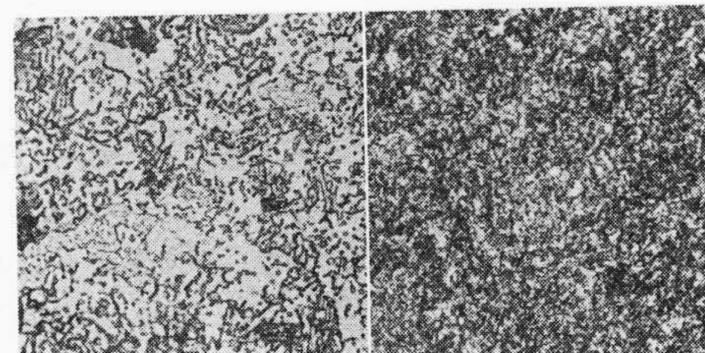
焼鈍 HB 184

焼鈍 HB 236



焼準 HB 217

球状化焼鈍 HB 212



球状化焼鈍 HB 179

焼入焼戻 HB 401



焼入焼戻 HB 248

第3図

焼入前組織 (×400)
左列 SK7, 右列 SUJ2

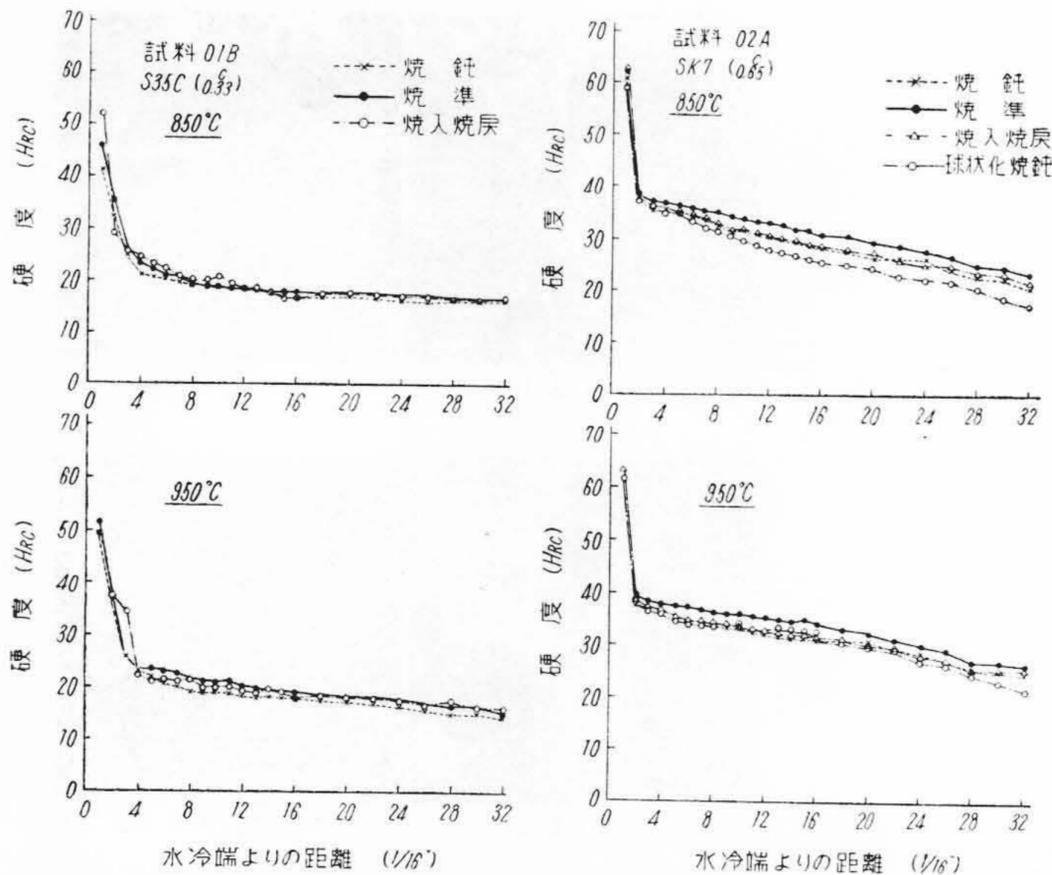
した。

3.3 実験結果とその検討

以上の実験方法で一端焼入した試料を、軸と平行に表面より 0.38 mm グラインダで研磨し、水冷端よりの硬度分布と組織の変化をしらべた。その結果を以下に述べる。

3.3.1 焼入前処理および最高加熱温度の影響

高周波焼入では、各合金元素のオーステナイト中への拡散が問題になるので、焼入前の組織が重要になるのはいうまでもない。そこで、各鋼種について、これらの前処理が、いかに硬化能に影響を及ぼすかをしらべた。すなわち、最高加熱温度 850°, 950°C (SUS 2 のみ 950°, 1,050°C) について焼鈍、焼準、焼入焼戻、



第 4 図 炭素鋼 (S 35 C, SK 7) の急速加熱ジョミニー曲線に対する前処理, 最高加熱温度の影響

球状化焼鈍など各種の前処理の影響を調べた。主な前組織の顕微鏡写真を第 3 図に示す。

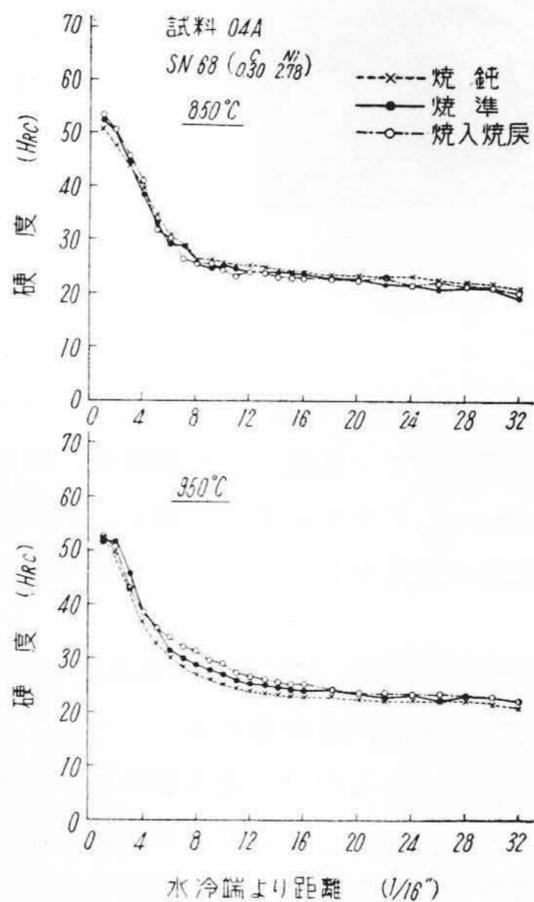
炭素鋼: 第 4 図は炭素鋼の硬度曲線である。C 0.33% (S 35 C) は, 最高加熱温度 850°C では水冷端の部分にかなりの硬度差があり, 焼鈍 H_R (C) 42, 焼準 H_R (C) 46, 焼入焼戻 H_R (C) 52 となつているが 950°C になるとほとんど一致する。この程度の C 量

であると焼鈍組織のフェライト粒がかなり大で, 焼入温度 850°C では拡散が十分に行われず, 焼入不十分となる。0.65% C (SK 7) では, 850°C 焼入で前者ほど水冷端における硬度差は大きくない。しかし, やはり焼入焼戻のものが最高で, 焼準, 焼鈍, 球状化焼鈍の順になつている。

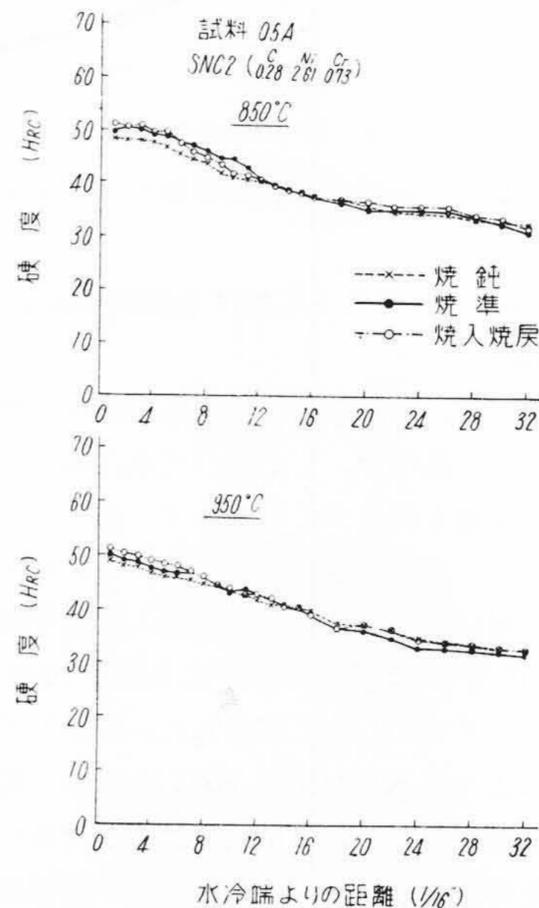
Ni 鋼: 第 5 図に見られるとおり, Ni 鋼の硬化能に対する前組織の影響は少ない。最高加熱温度 850°C の水冷端で焼鈍の硬度がやや低いが, ほとんど全部分にわたつて一致している。950°C になるとむしろ 5/16 ~ 12/16 in 付近に硬度差を生じている。これは, Ni のため変態点が降下し, しかも Ni はフェライト中にほとんど固溶されているため拡散が早く, 850°C では前処理の影響が

少なくなつたものと思われる。そして 950°C になると, 焼入焼戻のものは過熱によつてオーステナイト粒が生長し硬化能を増したのであろう。

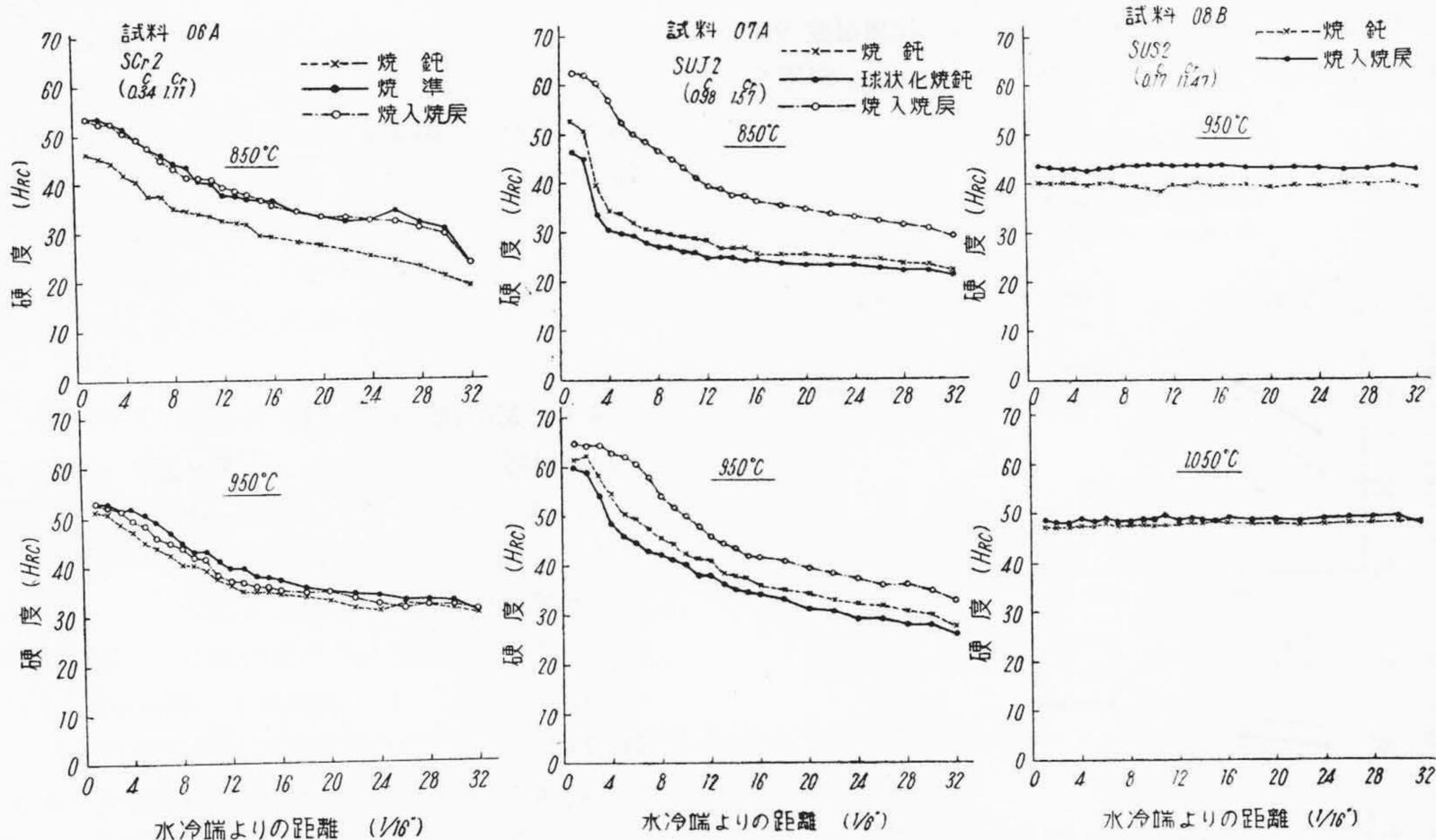
Ni-Cr 鋼: 第 6 図は Ni-Cr 鋼 (SNC 2) の場合である。Cr の存在のため, 前処理の影響がややあらわれている。水冷端における焼入焼戻と焼鈍との差は, 最高加熱温度 850°C では H_R (C) 3, 950°C では H_R



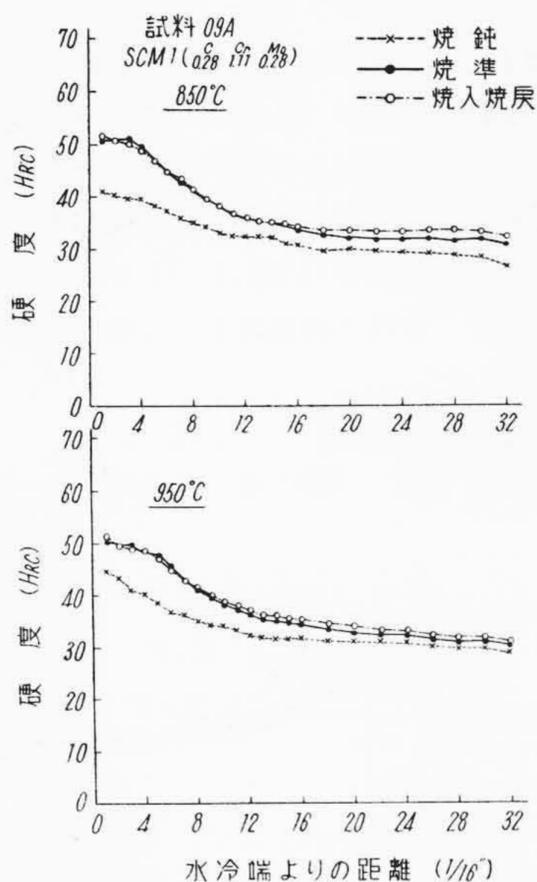
第 5 図 ニッケル鋼 (SN 68) の急速加熱ジョミニー曲線に対する前処理, 最高加熱温度の影響



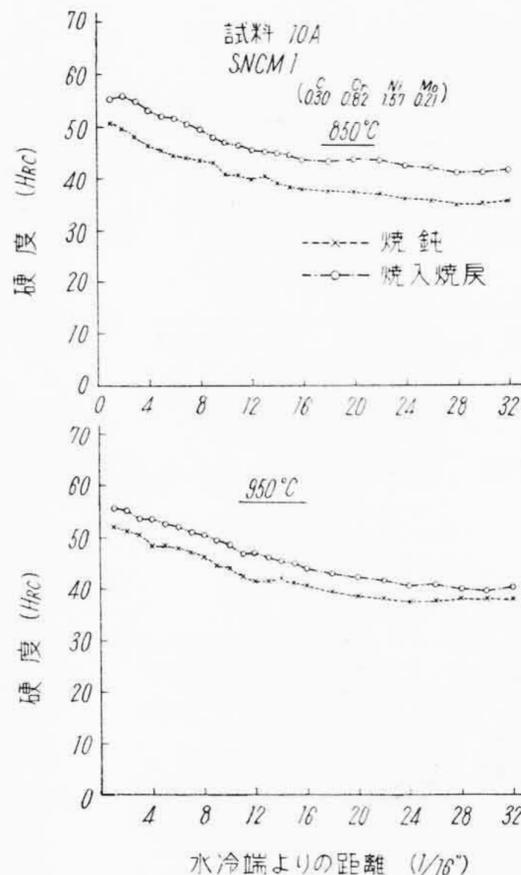
第 6 図 SNC 2 の急速加熱ジョミニー曲線に対する前処理, 最高加熱温度の影響



第7図 クロム鋼 (SCr2, SUJ2, SUS2) の急速加熱ジョミニー曲線に対する前処理, 最高加熱温度の影響



第8図 SCM1 の急速加熱ジョミニー曲線に対する前処理, 最高加熱温度の影響



第9図 SNCM1 の急速加熱ジョミニー曲線に対する前処理, 最高加熱温度の影響

(C) 2程度である。

Cr 鋼: 第7図は, SCr2, SUJ2 および SUS2 の結果である。Cr 炭化物の量にしたがって程度の差はあるが, 一般にクロム鋼は前処理の影響が著しい。SCr2 (C 0.34%, Cr 1.11%) は焼入温度 850°Cで焼入焼戻と焼準のものはほとんど一致しているが, 焼鈍

は硬化能の低下が著しい。950°Cになると, かなり一致してくる。SUJ2 (C 0.98%, Cr 1.57%) ではC量がさらに高く, Cr量もやや高いのでセメントタイト量が多くなって, SCr2 にみられた傾向がいつそう強くなっている。この場合は焼入焼戻, 焼鈍および球状化焼鈍について比較した。炭化物の形が球状のものは,

同一量の層状のものに比べて拡散が遅いので、最も硬化能を減じているのは当然である。最高加熱温度 950°Cでも、あまり焼入焼戻の曲線に近づかない。SUS 2

の場合はC量が少ないので、よほど前処理の影響が少なくなり、950°Cに見られる差は、1,050°Cにおいては、ほとんどなくなっている。

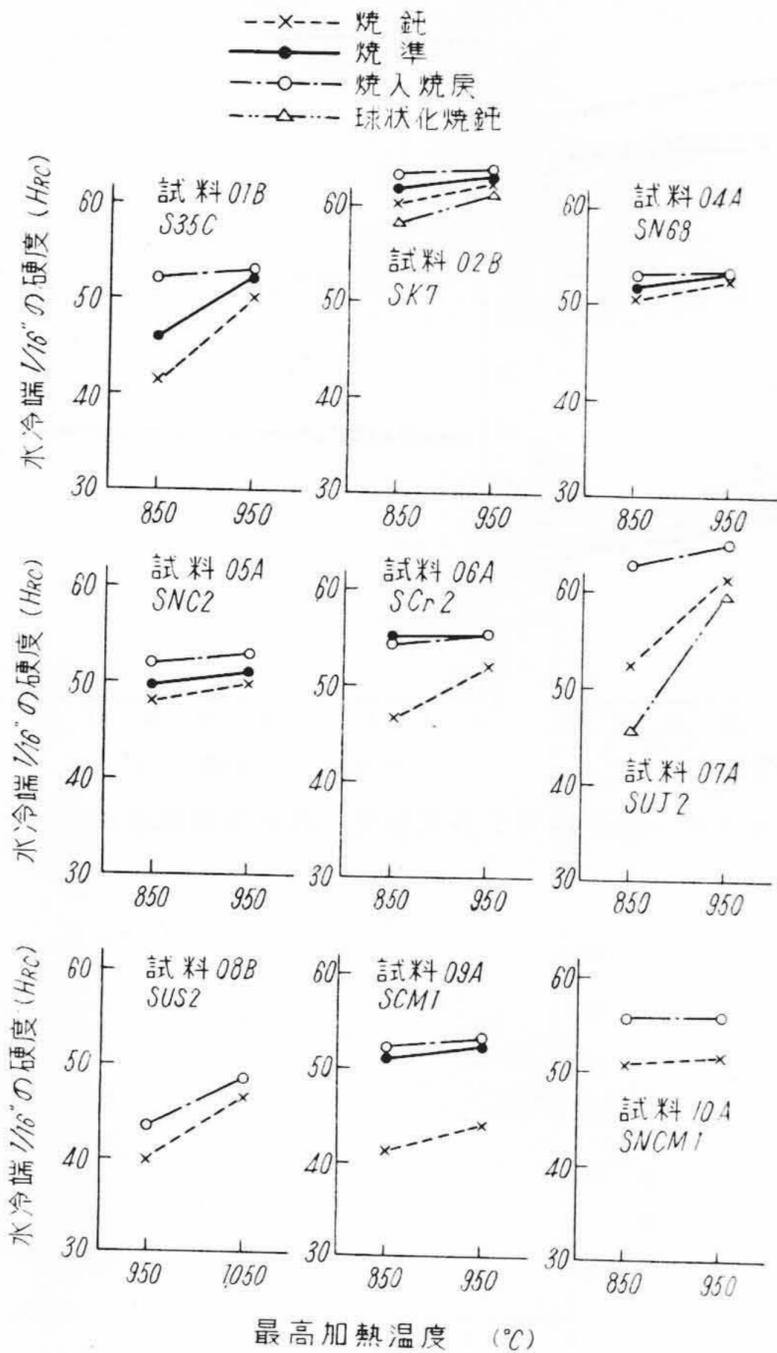
Cr-Mo 鋼：第 8 図はSCM 1 (C 0.28%, Cr 1.11% Mo 0.28%) の場合で、クロム鋼と同じ傾向を示している。すなわち、前処理として焼準、焼入焼戻は効果があるが、焼鈍のままであると硬化能を著しく低下させ、たとえ加熱温度を 950°Cにしても上昇は期しがたい。

Ni-Cr-Mo 鋼：Cr, Mo の存在のため、やはり前処理の影響の大きい鋼である。第 9 図は SNCM 1 (C 0.30%, Cr 0.82%, Ni 1.57%, Mo 0.2%) の硬度曲線であるが、焼鈍と焼入焼戻との差は大きく、最高加熱温度 950°Cにおいても一致しない。

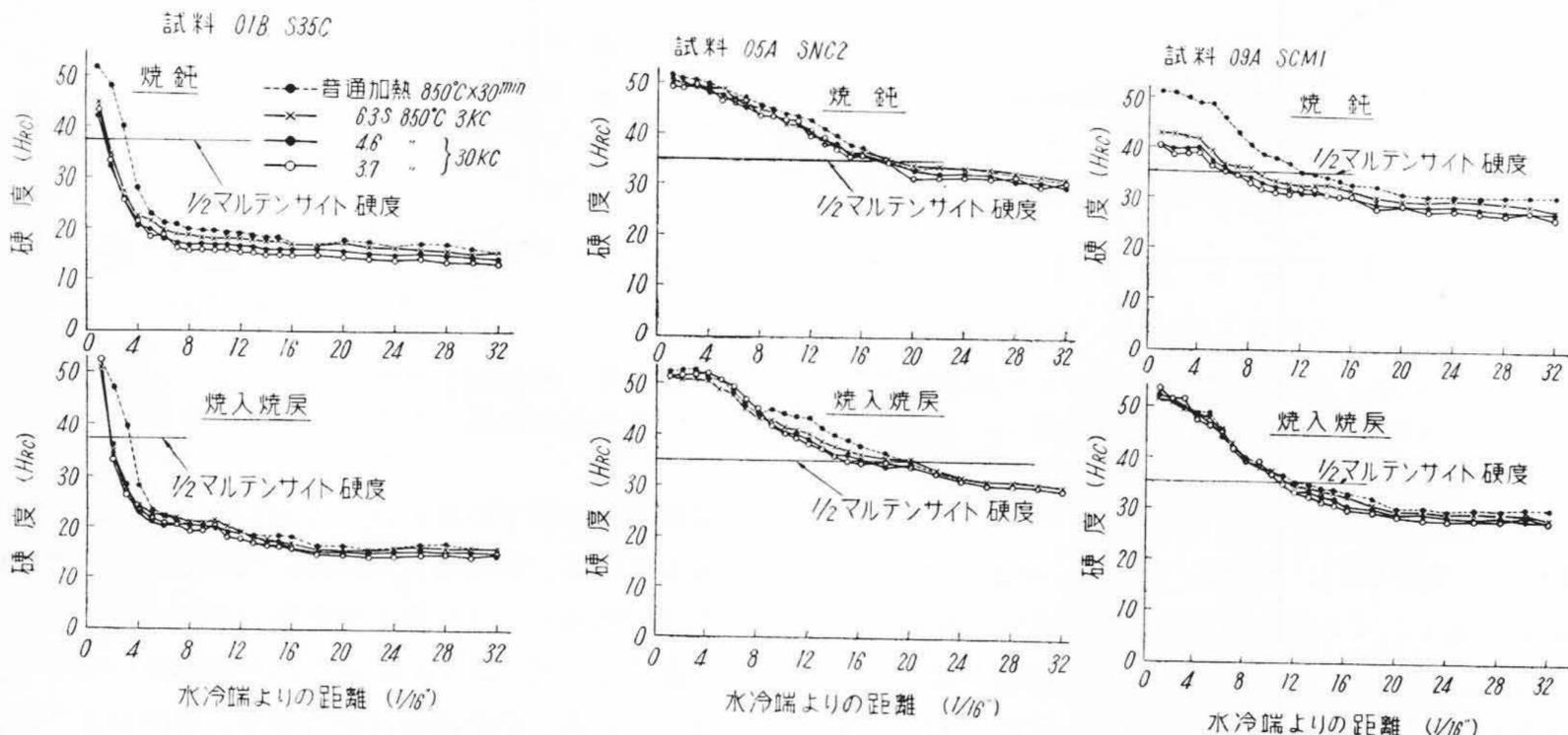
以上述べた一端焼入の硬度曲線から、水冷端 1/16 in の硬度をとつて、これと前処理との関係をあらわすと、第 10 図のようになる。実際に鋼を高周波焼入した場合の表面硬度は、この水冷端付近の硬度で予想され得る。炭素鋼では S 35 C が前処理の影響大きく、SK 7 は比較的小さい。Ni の入った SN 68, SNC 2 は比較的小さいが、Cr 鋼, Cr-Mo 鋼, Ni-Cr-Mo 鋼系統になると前処理の影響が大きい。特に高炭素クロム鋼の SUJ 2 は著しく、最高加熱温度 850°C では焼入焼戻と球状化焼鈍との差が Hr (C) 17~18 程度にもなっている。また、前処理の影響が大きい合金鋼でも、焼準でかなり効果がある。SNC 2, SCM 1, SCr 2, SNCM 1 などの例がそれである。しかしながら、太物材の焼入には、やはり前処理として焼入焼戻をすべきであろう。

3.3.2 加熱速度の影響

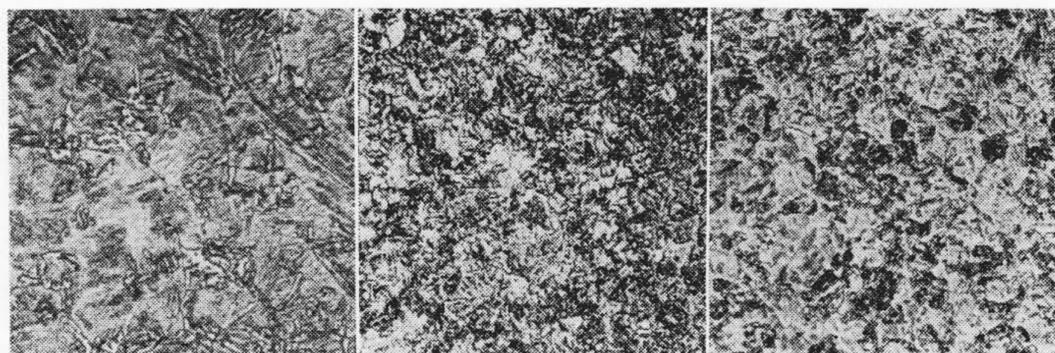
高周波焼入では、一般にほかの条件を同一にすると



第 10 図 水冷端の硬度と前処理との関係



第 11 図 S 35 C, SNC 2 および SCM 1 の急速加熱ジョミニー曲線に対する加熱速度の影響



第12図 SNC 2 の水冷端 12/16" における組織前処理, 焼入焼戻 (×400)

高周波電流の周波数が高くなるほど、被焼入物表面の加熱速度が大になり、焼入硬化能にも影響してくる。そこで、30 kc 200 kVA 火花放電式および 3 kc 300kW 日立式焼入機を用いて、加熱速度の影響をしらべた。理論的には変態点以上の温度区間における加熱速度をとらねばならぬが、実際には困難なので常温より最高加熱温度に達するまでの時間とした。第11図は S35C, SNC 2 および SCM 1 における結果である。最高加熱温度は、すべて 850°C 一定とした。S35C の場合は、普通加熱に比べて各高周波加熱条件とも、かなり焼入硬化能の低下がみられ、特に焼鈍鋼は水冷端ですでに硬度が低い。しかしながら 3.7~6.3 秒の範囲内における加熱速度の影響は比較的少ない。ただ焼鈍鋼における 4/16~32/16 in の部分で 3.7 秒と 6.3 秒との差が、H_R(C) 3~4 ある程度である。いいかえれば、この 30 kc と 3 kc の周波数の差では電力条件によつては、ほとんど焼入硬化性に差があらわれず、最高加熱温度、冷却条件などが同じであるなら表面硬度に大差がないであろうといえる。また、この結果からも前処理として焼入焼戻を施すべきは当然である。SNC 2 の場合も高周波焼入における加熱速度の差が、各前組織とも、ほとんど現われていない。30 kc の場合でも最高加熱温度 850°C で十分焼入硬化性を有している証拠である。ただ、さらにこれを仔細に検討すると普通加熱と各高周波加熱との曲線に相異が認められる。すなわち、前組織いかにかわらず、8/16~16/16 in 辺に高周波加熱の硬度低下が認められ、かつ加熱速度の影響が大きい。その最高は 12/16 in 付近の H_R(C) 3~4 程度でこれも前組織によつてあまり変つていな

第5表 試料の化学成分, 変態点およびオーステナイト結晶粒度

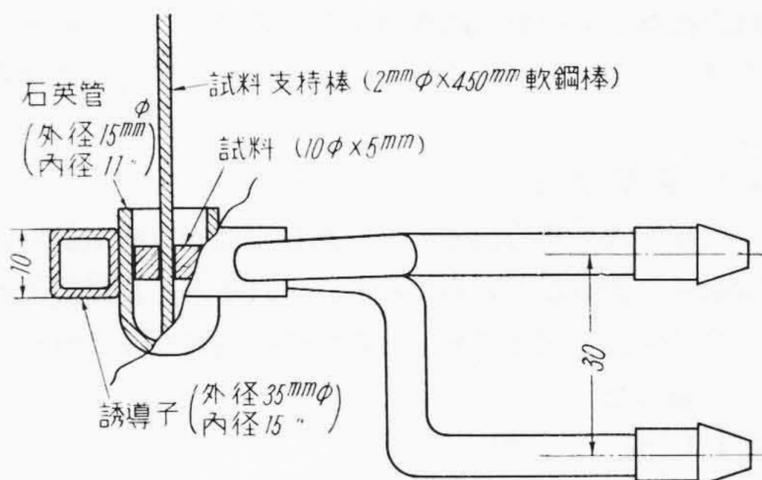
鋼種	化 学 成 分 (%)								変 態 点 (°C)*				結粒** 晶度
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ac ₁	Ac ₃	Ar ₃	Ar ₁	
SNC 2	0.28	0.25	0.40	0.014	0.018	0.73	2.61		730	762	679	605	6.0
SCM 1	0.28	0.26	0.47	0.022	0.016	1.17		0.28	772	831	766	702	6.0
SUJ 2	0.98	0.43	0.24	0.018	0.021	1.57			770	805	732	720	5.5
SUS 2	0.11	0.57	0.48	0.021	0.016	12.47	0.54		819	865	792	770	5.5

* 加熱, 冷却速度 3~5°C/min

** 学振浸炭法による

第6表 試料の前処理条件

鋼種	前 処 理 条 件
SNC 2	850°C×40分油冷 600°C×1時間油冷
SCM 1	850°C×40分油冷 600°C×1時間油冷
SUJ 2	930°C×1時間空冷 780°C×1.5時間徐冷
SUS 2	950°C×50分油冷 700°C×1時間油冷



第13図 急速加熱恒温変態実験の加熱装置

い。第12図は 12/16 in 付近の顕微鏡組織である。普通加熱はマルテンサイトの地に針状フェライトないしベイナイトの存在が認められ硬度は H_R(C) 43.5 であるが、高周波加熱のものは、さらに析出物の大きさがこまかくなり、フェライト、ベイナイトの存在のほかにもトルースタイト析出も認められる。しかもその加熱速度が大になるほど、析出トルースタイトの量を増しているようである。SCM 1 になると、S35C, SNC 2 の場合と異なり、高周波焼入における加熱速度の影響が大きく現われ、特に焼鈍鋼の場合には著しい。冷却端付近における硬度低下がかなり認められる。しかし焼入焼戻ではほとんど水冷端付近は一致する。

4. 恒温変態による急速加熱オーステナイト化の機構検討

一端焼入の実験によつて合金鋼中の Cr, Mo など炭化物生成傾向の大きい元素が、高周波焼入における硬化能に著しい影響を与えることが明らかになったので、これらの機構をさらによく検討するために、SNC 2 (ニッケルクロム鋼二種), SCM 1 (クロムモリブデン鋼一種), SUJ 2 (軸受鋼二種) および SUS 2 (不銹鋼二種) について、

第7表 高周波加熱条件

試料	周波数 (~)	発電機出力		加熱時間 (s)	最高加熱 温度 (°C)
		電圧(V)	電流(A)		
SNC2, SCM1 SUJ2	10,000	250~260	100~109	6.0	950
SUS 2	10,000	228~240	95~100	11.0	1,050

急速加熱オーステナイト化による恒温変態実験を行い、普通加熱のそれと比較した。オーステナイトの組成の変化は直接S曲線の形状に変化を与えるので、この曲線を検討すればオーステナイト化の変態機構を明らかにすることができる。

4.1 実験方法

S曲線を求める方法として、熱膨脹測定、磁気測定、電気抵抗の測定などいろいろ考えられるが、高周波加熱の場合は実験上困難であつたので硬度測定および検鏡によつて求めた。

4.1.1 試料

用いた試料の化学成分、変態点および結晶粒度を第5表に示す。この材料を15mmφに鍛伸後、完全焼鈍をした。高周波加熱用の試料は、さらに前処理として焼入焼戻を行つて、細かいソルバイト状にした(SUJ2のみは球状化焼鈍を行つた)。これらの熱処理条件を第6表に示す。以上の熱処理を行つた後、10φ×5mmの試験片(第13図)に機械仕上げした。

4.1.2 実験装置

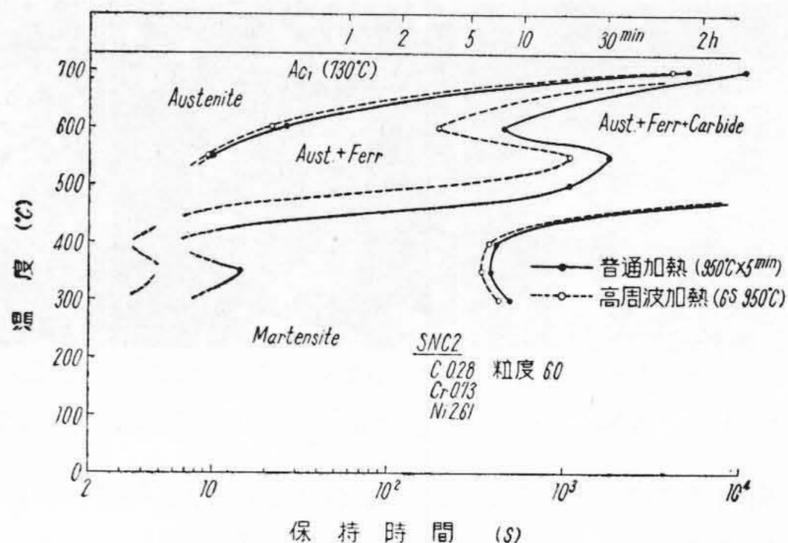
試料の加熱に用いた高周波焼入機は10kc, 75kW, M. G 式 Schoppe & Fässer 社製のものである。インダクタは一端を閉じた透明な石英管をはめ、その中で鋼製の支持棒をつけた試料を一定のカップリングで均一な加熱ができるようにした。これを第13図に示す。最高加熱温度は、試料の外周から2mmの位置に0.8φ×1mmの孔をあけ、これに0.3mmφのアルメルクロメル熱電対を挿入して鍛接し、ミリボルトメータによつて測定した。これと光高温計による方法を併用した。所定の焼入温度に達すれば、支持棒をつけたまま試料をかたわらの恒温浴に投入した。

4.1.3 加熱条件

加熱条件を第7表に示す。

4.1.4 恒温浴

恒温浴の温度は150~700°Cまで大体50°C間隔で、保持時間は10秒以上8時間までとした。熱浴700~500°CはPb浴、400~300°CはSn浴、250~150°Cは油浴とし恒温槽は70mmφのものをを用い、浴の深さは常に約200mmを保持するように注意した。測温は300°C以下は水銀寒暖計、350°C以上はPt-Pt•Rh熱電対を用いた。



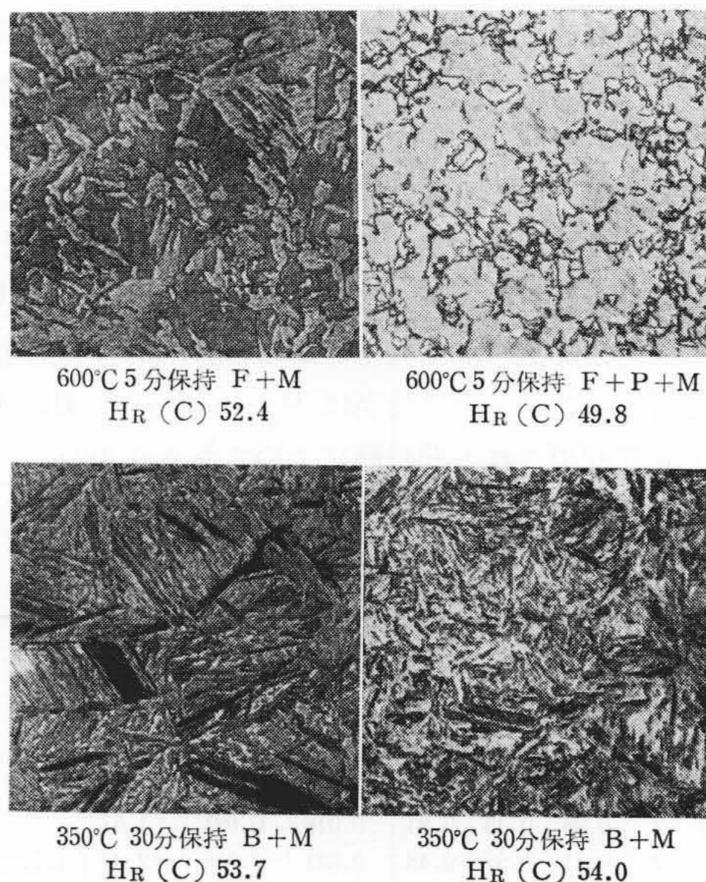
第14図 SNC 2の急速加熱S曲線

4.1.5 硬度測定および検鏡

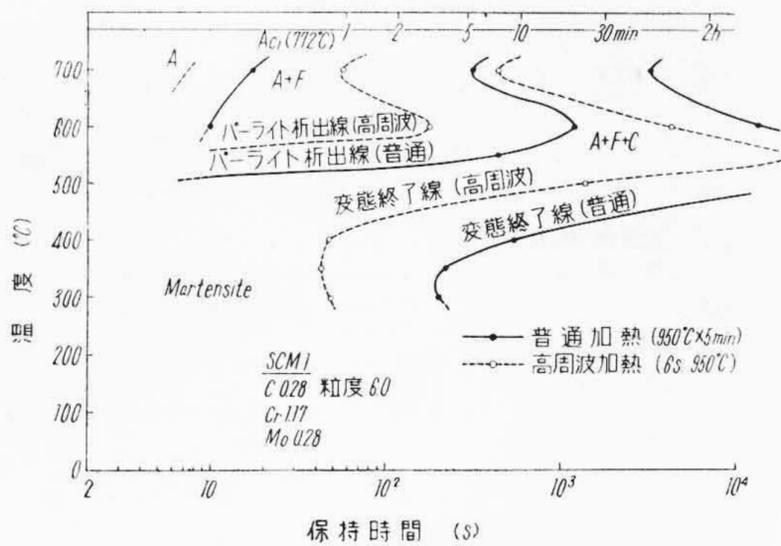
高周波加熱によつてオーステナイト化された試料を恒温槽中に浸漬、撈拌し、所定の時間後水中に投入した。冷却後、硬度測定および検鏡を行つた。この場合、試料外周から2mmの位置で測定した。これは高周波加熱のため、外周からの距離によつて加熱条件が異なり、したがつて変態量も異なってくるからである。硬度はロックウェルCスケールで3~4点測定しその平均値を採用した。

4.2 実験結果およびその検討

硬度の時間的变化と顕微鏡組織から概略のS曲線の形状を求めた。また、高周波加熱に用いたものと同じ試料について、同一オーステナイト化温度に5分保持(普通加熱)して恒温変態を行わせたS曲線も求めた。これらを比較しながら鋼種別に説明する。



第15図 SNC 2の恒温変態処理後の組織(×400)



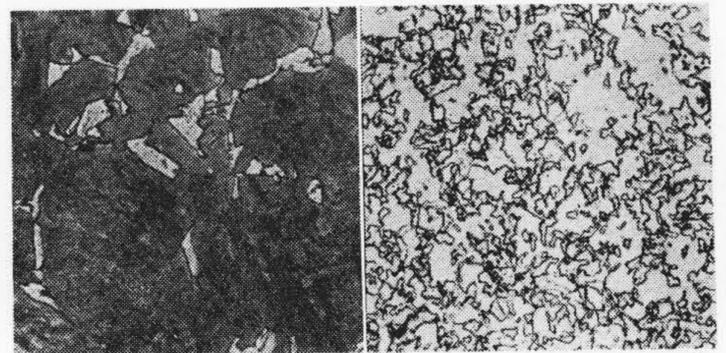
第16図 SCM1の急速加熱S曲線

4.2.1 ニッケルクロム鋼 (SNC2)

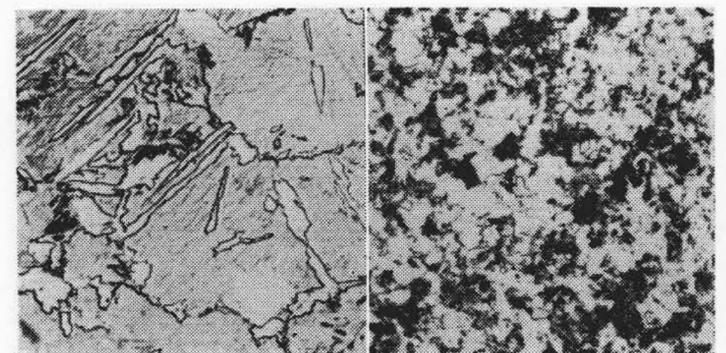
第14図は SNC2の結果である。高周波加熱(破線)と普通加熱(実線)とのS曲線の形状を比較すると、フェライト析出線はほとんど両者一致しているが、パーライトおよびベイナイト析出線は高周波加熱のものが左にずれている。しかし、全体的にはS曲線の形状は両者よく似ている。以上の事実から、この加熱条件におけるオーステナイト化の様子を推察すると次のようになる。この鋼に含まれる主な合金元素はC(0.28%), Ni(2.61%), Cr(0.73%)である。普通加熱の場合には、これらの元素はオーステナイト中にほとんど一様に固溶していると考えられる。それゆえ、このS曲線に比べて、パーライト析出線が左にずれていることは、炭化物の核発生を遅らせるCrが急速加熱によつて、オーステナイト中に固溶されても(S曲線の形状が全体的にはよく似ている事実)一様に分布されず、炭化物の核発生を多くせしめたと思われる。これに反してフェライト析出線の一致は、この鋼種ではフェライト析出を遅らせる元素は主としてNiであり、これは加熱前にはフェライト中に固溶しているため、急速加熱によつてもオーステナイト中に一様に固溶されやすいためと思われる。最高加熱温度をさらに低くするか、より急速加熱にすれば、この傾向が顕著になつてNi鋼のS曲線に近づくとと思われる。第15図にこれらの代表的な顕微鏡組織を示す。恒温温度600°Cでは保持時間5分後で、普通加熱の方がいまだパーライトを析出していないが、高周波加熱の方は細かいフェライトとマルテンサイトとの間にパーライトを析出しはじめている。350°Cでは30分で両者ともマルテンサイトの地にベイナイトが認められるが、その量は高周波加熱の方が多い。

4.2.2 クロムモリブデン鋼 (SCM1)

SNC2と同条件で求めたS曲線を第16図に示す。この場合はやはりS曲線の全体的な形状は両者似てい

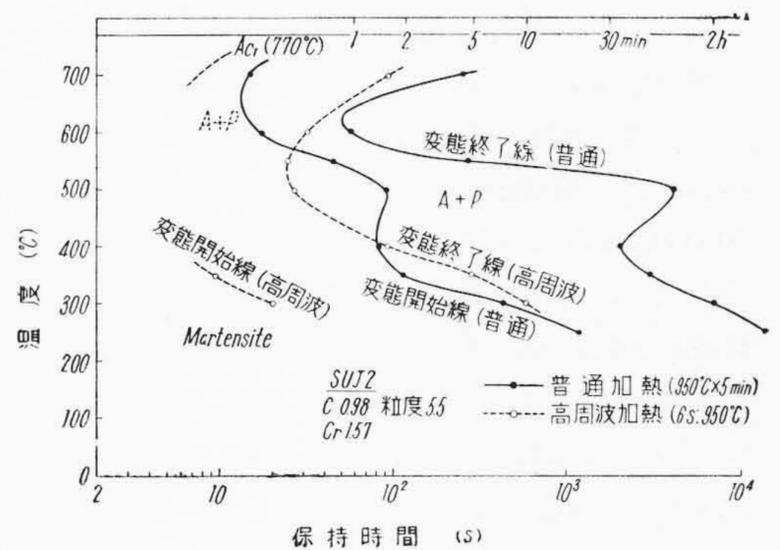


600°C 5分保持 F+M HR(C) 50.3
600°C 5分保持 F+P+M HR(C) 43.8



550°C 30分保持 F+P+M HR(C) 47.5
550°C 30分保持 F+P+M HR(C) 42.7

左側 普通加熱(950°C×5分), 右側 高周波加熱(6s, 950°C)
第17図 SCM1の恒温変態処理後の組織(×400)

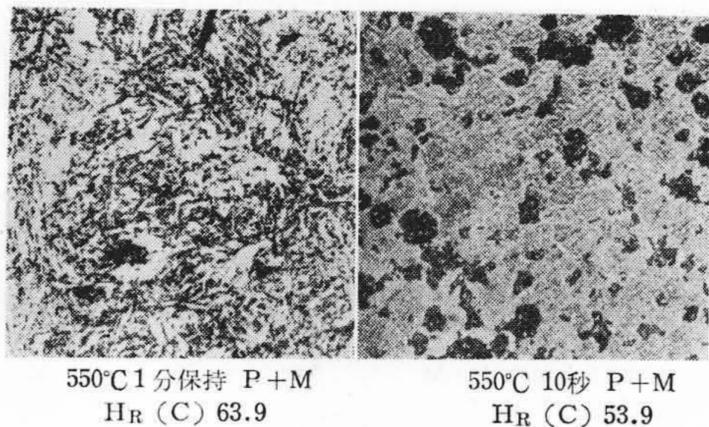
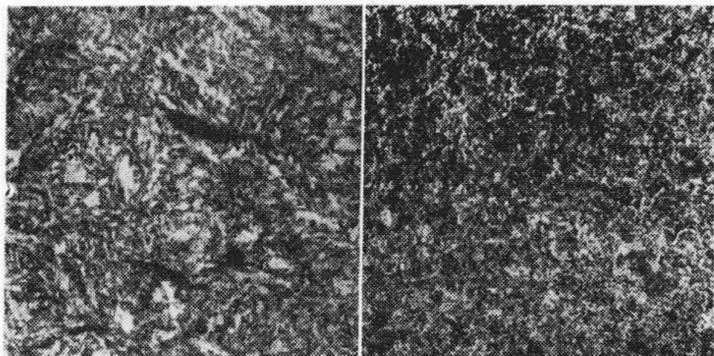


第18図 SUJ2の急速加熱S曲線

るが、高周波加熱の曲線が全般的に左方にずれている。特に750~600°Cのパーライト析出線がその傾向著しく、変態進行速度も早い。SCM1に含まれる合金元素Cr, Moがすべて炭化物生成傾向の大きいものであり、ニッケルクロム鋼で述べたと同じ理由でパーライトの析出を早めたと考えられる。さらに、Cr, Moの存在は最高加熱温度950°Cの急速加熱においては、オーステナイト粒の粗大化が少ないため、普通加熱に比べて変態を促進せしめたものとする。第17図に代表的な顕微鏡組織を示す。これによつて各温度における変態速度の差が明らかに認められる。

4.2.3 クロム鋼 (SUJ2 および SUS2)

クロム鋼として高炭素低クロム鋼 (SUJ2) および低炭素高クロム鋼 (SUS2) を選んで、これらにつ

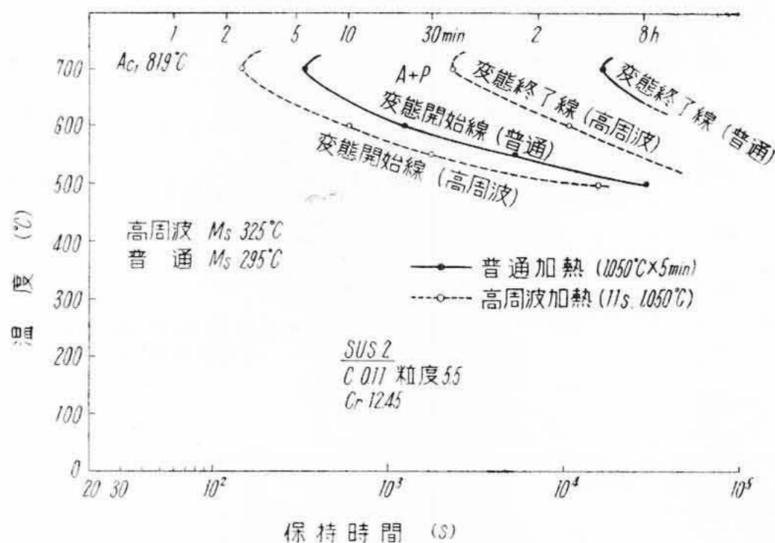
550°C 1分保持 P+M
HR (C) 63.9550°C 10秒 P+M
HR (C) 53.9350°C 5分保持 B+M
HR (C) 62.0350°C 10秒保持 B+M
HR (C) 63.0

左側普通加熱 (950°C×5分), 右側高周波加熱 (6S 950°C)

第 19 図 SUJ 2 の恒温変態処理後の組織 (×400)

いて今までと同様な恒温変態機構を検討した。

SUJ 2 : 求めた S 曲線を第 18 図に示す。この場合は、両者を比較して形状が著しく変つているのが認められる。普通加熱は変態開始線に、650°C 付近および 400°C 付近の二つのノーズがあるが、高周波加熱は一つになり、その位置は 550°C に下つていて、しかも全体的に非常に左にずれている。すなわち、中炭素鋼の S 曲線によく似ている。10 秒以内は測定不可能であつたので図には点線で示したが、350°C 以上の温度ではすべて 10 秒以内で変態を開始していた。また、各温度における析出パーライトの形状も両者で著しく異なつていのが認められた。普通加熱の場合は 700°C では析出したパーライトの形状が非常に腐蝕されやすい結節状のものであるが、温度降下とともに細長くかつ微細になつて 500°C 以下ではベイナイトが現われるようになる。これに対し、高周波加熱は、700°C で析出するパーライトは結節状のものでなく、かなり粗く球状化したものであつて、普通加熱のものに比べて硬度は低い。荷重 50 g のマイクロヴィッカーズで実測したが、普通加熱のパーライト約 Hv 420 に対し、Hv 300~320 であつた。また、500°C 以下では、ベイナイトの形状が非常に細かくて、400 倍程度の倍率では羽毛状乃至は針状の形が明確に検出できず、300°C に至つてはじめて針状のものが認められた。これらは要するに、急速加熱下の Cr の挙動に原因する。すなわち、この実験条件では、急速加熱下のオーステナイトの組成は、ほとんど炭素鋼のそれに近くなつて S 曲線の形



第 20 図 SUS 2 の急速加熱 S 曲線

状を変えたと考えられる。またその C% もかなり低く共析以下であろう。それゆえ、初析のフェライトが現われると思われるが、非常に組織がこまかいので判別しにくかつた。地のマルテンサイト中の未溶解炭化物もかなり存在していた。なお、析出炭化物の分析は行つていないが、500°C 以上の温度でも普通加熱に比べて Cr 量の低いものであることが想像される。第 19 図に主な顕微鏡組織を示す。

SUS 2 : 低炭素高クロム鋼の SUS 2 の場合は、また様子が異なる。第 20 図に S 曲線を示すが、この場合は形状は同一で高周波加熱が左にずれているだけである。最高加熱温度は、今までと異なり 1,050°C とした。なお SUS 2 は 550°C 以下のオーステナイト領域が広いので二次熱浴焼入法によつて Ms 点を求めた。この結果も図中に示したが、普通加熱 295°C、高周波加熱 325°C であつた。SUS 2 の場合は、Cr はほとんどフェライト中に固溶されている。このため急速加熱の、オーステナイト組成に対する影響がかなり減少したと考えられる。

5. 結 言

以上、C, Ni, Cr, Mo を含んだ数種の炭素鋼および特殊鋼について、種々な加熱条件、前処理条件における高周波加熱のジョミニー曲線を求め、高周波焼入の硬化能を検討した。さらに、SNC 2, SCM 1, SUJ 2 および SUS 2 について、高周波加熱の S 曲線を求め、普通加熱のそれと比較して急速加熱のオーステナイト化の様態を検討した。その結果を要約すると次のとおりである。

(1) 炭素鋼, Ni 鋼は比較的焼入硬化性に対する前処理の影響は小さい。しかし、C 0.35% 程度の焼鈍した炭素鋼では、フェライト粒が大きいので最高加熱温度 850°C では焼入硬度を低下させる。焼入硬化性に対する最高加熱温度の影響は大きい。SN 68 (C 0.30%,

Ni 2.78%) のような Ni 鋼は A_{c3} 点が低いので、急速加熱でも 950°C 以上になると結晶粒の粗大化が著しい。

(2) SNC 2 は最高加熱温度 850°C では、やや前処理の影響があり焼鈍のものは硬化性低下するが、それほど著しくはない。焼準で効果あるようである。

(3) SUJ 2, SCr 2, SCM 1, SNCM 1 は前処理の影響が著しい。焼鈍鋼は最高加熱温度を高めても焼入焼戻鋼の硬化能にはなかなかおよびがたい。

(4) 高周波加熱における鋼の焼入性は、本研究の鋼種内では、Cr, Mo 炭化物の量の形状が大きく関係する。すなわち、量が大であるほど、焼入性が低下する。SUJ 2 の球状化焼鈍したものは 6 秒、950°C の加

熱条件で、中炭素鋼程度の硬化能になった。

最後に本実験に対し焼入装置の提供、その他種々の御援助を賜わった東京都立工業奨励館材料部石田制一博士に深甚なる謝意を表す。また、本研究に終始御指導と御鞭撻を賜わった村上武次郎博士ならびに東京大学芥川教授に深謝の意を表す次第である。

参 考 文 献

- (1) 寺前, 牧野: 日立評論 32, 12, P.1 (1950)
- (2) 三谷: 大阪府立工業奨励館報告 No. 4-3 (1952)
- (3) 西原, 三谷, 水馬: 鉄と鋼 40, 6 (1954)
- (4) 三谷: 鉄と鋼 40, 6 (1954)
- (5) J. F. Libsch, W. Chuang & W. G. Murphy: Trans. of A. S. M. 42 (1950)

特 許 と 新 案

最近登録された日立製作所の特許および実用新案

(その5)

(第72頁より続く)

区 別	登録番号	名 称	工場別	氏 名	登録年月日
実用新案	474508	洗 濯 機 用 絞 り 機	多賀工場	益 子 三 郎	33. 3. 28
"	474509	洗 濯 機 の 絞 り 機	多賀工場	益 子 三 郎	"
"	474512	耐久磁石励磁電子レンズ系の焦点距離調整装置	多賀工場	木 村 博 一	"
"	474513	電 気 洗 濯 機	多賀工場	田 沢 卓 阜	"
"	474514	電気洗濯機オーバーフロー装置	多賀工場	益 子 三 郎	"
"	474516	電 気 洗 濯 機	多賀工場	田 沢 卓 阜	"
"	474519	電 気 洗 濯 機	多賀工場	山 益 林 正 三 五 郎	"
"	474520	電気洗濯機オーバーフロー装置	多賀工場	益 子 三 郎	"
"	474522	圧力スイッチ調整装置	多賀工場	大 津 卓 郎	"
"	474525	遠心分離機の非常停止装置	多賀工場	川 崎 光 彦	"
"	474527	洗濯機給水用口金	多賀工場	田 沢 卓 阜	"
"	474612	自動進角装置付フライホイールマグネト	多賀工場	小 室 甲 二 郎	"
"	474617	ネジ型ホイスト緩衝器	多賀工場	横 内 直 中	"
"	474618	ネジ型ホイスト懸吊装置	多賀工場	横 内 直 中	"
"	474619	直 流 定 電 圧 装 置	多賀工場	小 沢 重 樹	"
"	474622	ネジ型ホイスト	多賀工場	横 内 直 中	"
"	474623	ネジ型ホイスト	多賀工場	横 内 直 中	"
"	474626	ネジ型ホイスト制動装置	多賀工場	横 内 直 中	"
"	474627	ネジ型ホイスト緩衝器	多賀工場	河 村 三 郎	"
"	474628	ネジ型ホイスト制動装置	多賀工場	横 内 直 中	"
"	474629	ネジ型ホイスト制動装置	多賀工場	横 内 直 中	"
"	474630	ネジ型ホイストコントローラ	多賀工場	横 内 直 中	"
"	474631	ネジ型ホイストのリミットスイッチ	多賀工場	横 内 直 中	"
"	474632	ネジ型ホイストのリミットスイッチ	多賀工場	河 村 三 郎	"
実用新案	474635	流体濃度広範囲計測装置	多賀工場	井 上 実	33. 3. 28

(次頁に続く)



最近登録された日立製作所の特許および実用新案

(その6)

(前頁より続く)

区別	登録番号	名称	工場別	氏名	登録年月日
実用新案	474636	着火断続器自動進角装置	多賀工場	大和田 正恵 義一	33. 3. 28
"	473311	X線管作動装置	亀戸工場	中津川 和田 正 脩	33. 3. 15
"	473312	X線開閉装置	亀戸工場	和田 正長 脩平	"
"	473314	X線透視台における蛍光板部とバランスウエイトの連結装置	亀戸工場	和田 正長 脩平	"
"	473315	X線写真速写装置	亀戸工場	小安 藤田 正長 一恵 太	"
"	473344	速動開閉器	亀戸工場	伊藤 本村 正長 一康 次郎	"
"	473345	オートマテッククリーナ走行軌条装置	亀戸工場	松野 田木 幸次 浩	"
"	473368	診断用X線装置	亀戸工場	伊藤 藤田 虎 男	"
"	474498	X線管球支持台	亀戸工場	伊藤 本村 正長 一恵 太	33. 3. 28
"	474590	X線写真撮影装置	亀戸工場	伊藤 本村 正長 一恵 太	"
"	474515	鋳込籠型回転子	亀戸工場	小松 広園 瀬山 相裕	"
"	474529	小型電動機の吊下げ装置	亀戸工場	松本 勝 義相	"
"	474530	吊り手を有する電動機	亀戸工場	松本 勝 義相	"
"	474531	小型電動機の吊下げ装置	亀戸工場	松本 勝 義一	"
"	474533	輸送中における電動機の軸受保護装置	亀戸工場	橋本 本原 勝 勲	"
"	473310	落下型衝撃試験機の落下棒停止装置	戸塚工場	朝岡 保庸 雄一	33. 3. 15
"	473316	アンテナマスト	戸塚工場	白古 谷村 勝 一美	"
"	474499	自動電話交換機用ラインスイッチの話中音発生装置	戸塚工場	北小 林村 好 敏次	33. 3. 28
"	474504	自動電話交換機のコンネクター	戸塚工場	北小 林村 好 敏一	"
"	474505	導波管結合装置	戸塚工場	岡崎 慮 彰	"
"	474523	ラジオ、テレビ用摘子	戸塚工場	丹野 野浅 敏政	"
"	474620	多数共同加入電話機	戸塚工場	野上 邦 茂	"
"	474624	電話試験用送受器	戸塚工場	江水 上森 野村 弘 基	"
"	474497	回転陽極型X線管	茂原工場	清宇 多村 幸 彦	"
"	474507	静電偏向型陰極線管	茂原工場	辻 享 夫	"
"	473371	光電管	中央研究所	菅原 理 夫	33. 3. 15
"	473332	避雷器放電度数計	日立研究所	筭川 俊 夫	"
実用新案	474639	静止レオナーダ装置	日立研究所	小野田 芳 光	33. 3. 28