

共同研究会報告講演

低炭素鋼鋼材におよぼす微量ニッケル・クロムの影響

松下幸雄・山本信公

1. 緒言

ラテライト研究部会は、通産省重工業局の要望により昭和37年4月16日鉄鋼技術共同研究会（現在は日本鉄鋼協会共同研究会）実行委員会が設立が決定され、同年5月30日第1回の会合を持つて以来研究部会5回、部会幹事会10回および昭和37年7月発足の鋼質研究分科会8回の経過をたどつて現在にいたつている。

部会の運営については、三島徳七前会長および山岡武

幹事長の助言のもとに熱心な討議が行なわれ、共同研究の範となるように委員各位が努力して進められた。議事の進行を円滑にするためにあらかじめ部会運営の基礎条件を申し合わせた。

かくしてラテライト処理の各社、各所における研究実績を逐次討議するとともに鋼材におよぼす微量ニッケルおよびクロムの影響を調査するため第2回部会（昭和37年7月5日）において鋼質研究分科会の設置を決め、山本信公委員が主査に就任して同年9月20日第1回の分科会を開催し、昭和38年7月3日通産省より昭和38年度応用研究補助金（ラテライト処理に伴う鋼材のニッケル、クロムに関する工業的研究）の交付を受け首題の共同研究を行ない昭和39年3月末をもつて完結した。以下部会運営の経緯と鋼質研究の成果につき報告する。

ラテライト研究部会の委員構成（順不同）

部会長	松下幸雄	(東京大学)
委員	雀部高雄	(東京大学)
	佐野幸吉	(名古屋大学)
	遠藤勝治郎	(金属材料技術研究所)
	木内俊二	(資源技術試験所)
	秋田武夫	(八幡製鉄 株)
	芦沢正雄	(富士製鉄 株)
	(村田 巖)	
	桂 寛一郎	(日本鋼管 株)
	藤本 一郎	(川崎製鉄 株)
	川村宏矣	(株)神戸製鋼所
山本信公	(住友金属工業 株)	
幹事	田 鍋 力	(日本鉄鋼協会)
	吉田道一	(日本鉄鋼連盟)
	木下 亨	(通産省重工業局)
	吉村 浩	(金属材料技術研究所)
	加藤 健	(八幡製鉄 株)
	(石原重利)	
	名黒和孝	(富士製鉄 株)
	萩原興吉	(日本鋼管 株)
	矢野武夫	(川崎製鉄 株)
	藤井 東蒙男	(株)神戸製鋼所
池田義孝	(住友金属工業 株)	

(括弧内の氏名は前任者)

ラテライト研究部会鋼質研究分科会の委員構成（順不同）

主査	山本信公	(住友金属工業 株)
委員	河田和美	(金属材料技術研究所)
	荒木 透	(金属材料技術研究所)
	加藤 健	(八幡製鉄 株)
	(石原重利)	
	安生 浩	(富士製鉄 株)
	(上野 学)	
	白松爾部	(日本鋼管 株)
	矢野武夫	(川崎製鉄 株)
	鈴木 章	(株)神戸製鋼所
	(土屋秀介)	
長谷川 太郎	(住友金属工業 株)	
幹事	池田義孝	(住友金属工業 株)
	田 鍋 力	(日本鉄鋼協会)
	吉田道一	(日本鉄鋼連盟)
	木下 亨	(通産省重工業局)

(括弧内の氏名は前任者)

2. 部会の経過および鋼質研究に関する 共同研究の発足

ラテライト資源の埋蔵鉱量、鉱床分布、処理の歴史と現況については熊丸徹氏編「ラテライト資源の研究」(昭和37年2月)に詳しいが、部会において各社各所における研究実績を相互に紹介した。その報告概要は次の通りである。①八幡製鉄では、昭和26年より①委員会が研究を進め選鉱、ソーダ焙焼による脱クロムおよび硫酸化焙焼による脱ニッケルを経て鉄精鉱に至る湿式法を研究した。同法は同時にクロム、ニッケル、アルミナの回収をはかるものである。②八幡ではさらに昭和34年発足のN・R委員会が乾式法の研究を進めた。これはフィリピン Manicani 鉱をロータリーキルンで半還元し電気製鉄炉で含ニッケルクロム銑を製造した後、純酸素上吹転炉によつて脱クロムする方法で、併せてスラグ中のアルミナの利用をはかるものである。③富士製鉄においては、昭和34年頃より開始した小型開放電気炉による優先還元法ならびに選鉱による処理法および大同製鋼、重金屬工業高桑徳一氏との三者で構成される技術研究組合による優先精錬の工業化試験を進めた。これはフェロニッケルの製造を主目的とし、クロム、アルミナ、鉄分の完全利用をはかるものである。④日本鋼管においては、初期の基礎試験および昭和27年に行なつたフィリピン Homonhon 鉱石を焼結後高炉原料の一部として使用する一連の試験を行なつた。⑤川崎製鉄においては昭和32年および昭和37年の2回にわたつて同社久慈工場の小形ロータリーキルンでフィリピン Midway 鉱石をクルップ・レン法により処理し、一部脱クロムを行なつた含ニッケルルッペの製造試験、さらに、同ルッペを使用してアーク炉で一般構造用鋼材 SS-41 の溶製試験を行ない、これを試圧延した一連の結果を報告した。

⑥資源技術試験所においては、主として流動還元、アンモニヤ浸出による脱ニッケル法の研究がある。⑦金属材料技術研究所においてはインドネシア産ラテライト鉱石を堅形炉にてガス還元後、アーク炉によつて製錬した機械構造用炭素鋼材 S 10 C につき、材質試験を行なつた結果、ニッケル優先還元および鉄優先還元によつて粗鋼を製造する高桑法の試験結果、さらには塩化焙焼を利用する脱ニッケル法および微量不純物としてのニッケルクロムの鋼質におよぼす影響などに関する研究計画を報告した。⑧佐野幸吉委員はラテライトの活用に関する基礎的研究を報告した。

これらのうち N・R 法に関しては圧延設備能力 120,000 t/year の推定一貫工場でコンクリートバーを製造する場合の原価の試算、ルッペ・アーク炉法に関しては 500 t/day ロータリーキルン 2 基を設置する棒鋼圧延設備能力 120,000 t/year の推定一貫工場における原価の試算を検討した。

これらの討議の進行とともに、鋼質研究分科会においては実際の生産ベースにおける調査の必要性を痛感したので、研究計画を仔細に検討した結果、普通鋼熱間圧延鋼材を対象としてニッケルおよびクロムの上限を 1% と決め、ブランクを含む 7 鋼種を設定し、八幡製鉄所の 20 t 塩基性平炉によつて試験用キルド鋼塊を製造することとなつた。これは上記の通産省鉱工業技術試験研究補助金 (5,200,000 円) および 9 社分担の賦課金約 9,200,000 円によつて実施されたもので、八幡製鉄所で溶製された鋼塊は分塊された後、6 社で厚板、棒鋼、形鋼、線材、電縫鋼管、継目無鋼管などに圧延加工され、金属材料技術研究所も加えて材質試験を行なつた。

3. 試験計画の概要

3.1 試験研究の方針

ラテライト鉱を乾式法により精錬してできた鋼には、普通 Ni および Cr がそれぞれ 0.5% 内外残留することが考えられる。本研究はこれを前提として、どの程度のニッケル・クロム含有量の鋼であれば普通鋼と同様な圧延条件によつて製品に圧延が可能か、また、それらの圧延製品の諸性能は普通鋼々材と比較してどの程度かを究明することを目的とした。すなわち、その試験の成果いかんによつてはラテライト鉱精錬において、どの程度の脱ニッケル、クロムを行なえば良いかの指針が得られ、かつその鋼材の性能が明らかになれば、この鋼種が高張力鋼としての用途に使えるかどうかの見通しがつき、あわせて、将来規格化するときの諸資料を得ることができ、試験計画に当つては最初に既往の内外の諸文献を調査検討の上、以下の計画を立案したものである。なお文献調査については巻末にその概要を付したので参考とされたい。

3.2 鋼種と鋼塊鋼片

ラテライト鉱は通常ニッケルを 0.2~0.7%, クロムを 1.9~3.1% 含有するので、これを原料として精錬した鋼は鉄くず配合によつて種々変化するけれども一般にニッケルおよびクロムはそれぞれ 1% 以下になる。したがつて今回の試験研究は表 3.1 に示す低炭素鋼ベースで、Cr, Ni 含有量の組合を変えた 7 鋼種のキルド鋼を選んだ。

今回の試験は、あくまで実用試験で行ないたいとの立前から試験材は同時溶解のものを共通に用い、かつ、少なくとも実際作業の圧延工程にのせるための最小規模の供試材が必要となり、八幡製鉄 20t 塩基性平炉で溶製した 4.4t および 7.8t 鋼塊を使用することとした。

分塊は継目無鋼管用鋼塊を除き八幡で行なつた。供試用鋼塊および鋼片の製造経過の詳細は第 4 章で述べるが、鋼塊鋼片の製造仕様をまとめると、表 3.2 に示す通りである。

表 3.1 供試材の化学成分目標値

マ ー ク	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
L-1	0.12~0.16	0.20~0.30	0.40~0.60	0.030 ^{max}	0.030 ^{max}	—	—
L-2	"	"	"	"	"	0.50	0.25
L-3	"	"	"	"	"	0.50	0.50
L-4	"	"	"	"	"	0.50	0.75
L-5	"	"	"	"	"	0.50	1.00
L-6	"	"	"	"	"	1.00	0.25
L-7	"	"	"	"	"	1.00	0.75

表 3.2 鋼塊鋼片の製造仕様

鋼塊重量	鋼塊数 / チャージ	スラブ又はビレット寸法 mm	本 数	合計本数 / 7 チャージ	圧延分担 (八幡よりの 送付先)
t 7,800 kg	1	125 × 1,000 × 2,750	ス ラ ブ 2	14	八 幡
t 4,400 kg	1	120 × 120 × 3,300 120 × 120 × 3,300	ビレット 5 " 4	35 28	神 戸 川 鉄 (兵庫)
t 4,400 kg	1	120 × 120 × 4,300 120 × 120 × 4,300	" 3 " 4	21 28	富 士 (室蘭) 鋼 管 (川崎)
t 4,400 kg	1		インゴット 7	7	住 金 (尼崎)

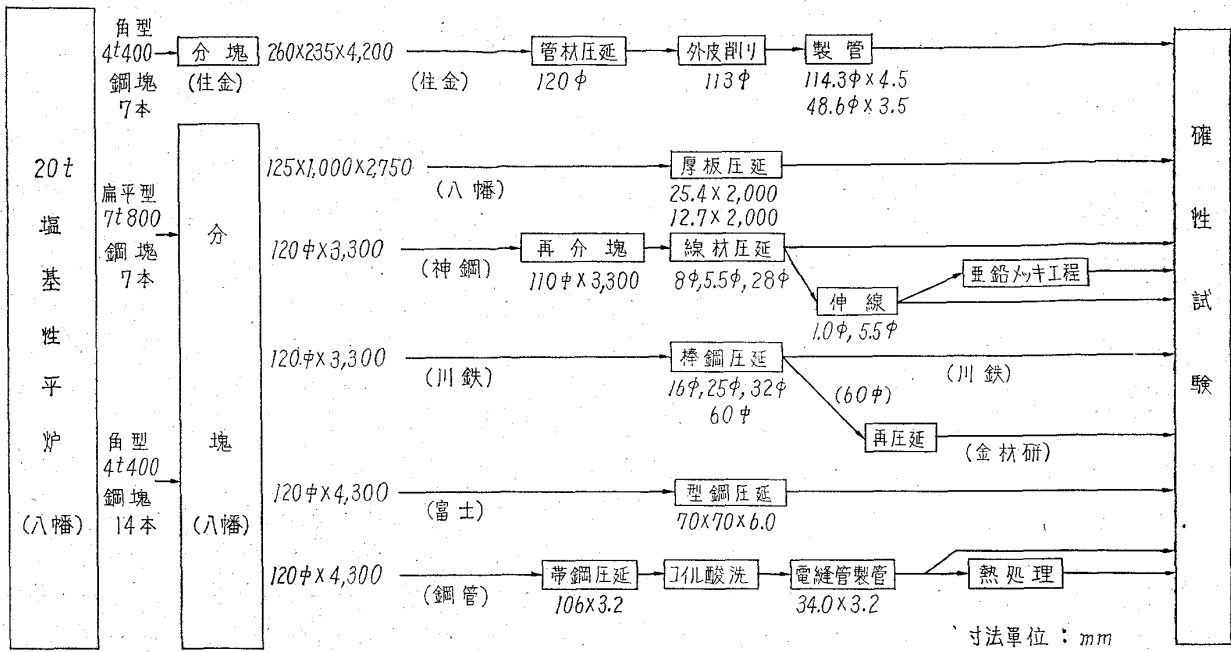


図 3.1 試験材の製造工程フロー・シート

3.3 圧延製品の製作工程

圧延製品の製作は製鉄6社がそれぞれ最も Popular としている圧延品種の試作を分担し、各社の圧延加工工程に流して製品を製作し、併せてその確性試験を行な

つた。なお一部粗材は金材技研に送って同所担当で試作材の基本的性状につき広く実験を行なつた。

各製品の製造経過および製品試験結果は第6章～第11章に詳細に述べるが全般に亘る圧延製品の製造工程をフローシートにまとめて示すと3.1図の通りである。

4. 供試用鋼塊鋼片の製造経過

4.1 精錬，造塊状況

試験材は、八幡製鉄工作本部所有の20t固定式塩基性平炉で冷材法により溶解，精錬した。Ni, Crの成分調整として、Niは、Fe-Niで炉内に、Crは、Fe-Crとして出鋼直前(出鋼前4～6分)に炉内に投入し、出鋼中、取鍋にAlを0.5kg/t使用してキルド鋼とした。えられた溶鋼は、上広押湯付扁平(BV8A)および角型(CV61)鑄型に下注し鋼塊を製造した。なお、鋼塊は、7チャージ、全数冷塊とした。

精錬，造塊の記録を表4.1に示す。表4.1の取鋼分析値からわかるように、5元素のうち、S含有量の水準が若干高いが、いずれのチャージも目標成分内におさまっている。

また、Ni, Crもほぼ目標値を満足している。目標成

分に対する実績値の比較を図4.1に示す。なおL2については、精錬時間の延長，鋼中炭素量の低下があり、後の材質試験で鋼中酸素量の増大，非金属介在物の増加などの悪影響が認められた。その他のチャージは、精錬，造塊とも順調であつた。

4.2 分塊圧延状況

住友金属向の鋼塊を除いた角型14本，扁平型7本の鋼塊を八幡製鉄第4分塊工場および厚板分塊工場に鋼片とした。

試験材がNi, Crを含有していること，冷塊にした点などから割れ感受性がつよいと考えられたので，装入時の炉温昇熱速度および圧延時の注水などに留意し加熱および圧延を行なつた。鋼片は、ヘアークラック防止のため，スラブは72hr以上，ピレットは24hr以上の徐冷

表 4.1 精 錬 造 塊 成 績

マ ー ク		L-1	L-2	L-3	L-4	L-5	L-6	L-7	
溶 解 番 号		FS 6434	FS 6438	FS 6445	FS 6454	FS 6465	FS 6470	FS 6476	
原 料	冷 鉄 (kg)	7,700	7,700	7,800	9,200	9,100	9,100	8,700	
	鋼 屑 (kg)	15,000	14,600	14,900	12,900	12,900	12,780	12,900	
	鉄 比 (%)	34.0	34.9	34.4	41.6	41.4	41.5	40.3	
	計 (kg)	22,700	22,300	22,700	22,100	22,000	21,800	21,600	
溶 劑	石 灰 石 (kg)	750	800	750	820	750	830	750	
	石 灰 (kg)	180	320	510	260	220	220	220	
	螢 石 (kg)	—	20	25	45	60	50	25	
	ド ロ マ イ ト (kg)	350	400	400	550	350	350	400	
溶 解 実 績	装 入 時 間 (min)	25	25	25	20	25	25	25	
	溶 解 時 間 (min)	200	215	320	225	260	235	215	
	精 錬 時 間 (min)	148	138	138	138	103	133	165	
	計 (min)	373	378	483	383	388	393	405	
	溶 落 C (%)	1.24	1.12	1.01	1.16	0.99	1.06	1.11	
	溶 落 温 度 (°C)	1,490	1,450	1,527	1,492	1,520	1,493	1,460	
	出 鋼 時 C (%)	0.11 (—)	0.09 (0.33)	0.14 (0.34)	0.13 (0.25)	0.10 (0.22)	0.11 (0.22)	0.08 (0.22)	
	出 鋼 温 度 (°C)	1,605	1,610	1,600	1,590	1,600	1,595	1,600	
	脱 炭 速 度 (%/min)	0.007	0.004	0.001	0.004	0.005	0.006	0.007	
	精 錬 期 O ₂ 消 費 量 (m ³)	2.4	3.4	2.8	1.9	1.7	2.5	2.5	
フ お よ び 脱 酸 剤	Fe-Mn (炉 中) (kg)	70	120	93	100	120	145	130	
	Fe-Mn (鍋) (kg)	—	10	10	—	—	—	—	
	Fe-Si (鍋) (kg)	46	50	76	45	46	52	64	
	Fe-Cr (炉 中) (kg)	—	120	218	284	375	86	305	
	Fe-Ni (炉 中) (kg)	—	430	430	412	400	885	875	
	Ca-Si-Mn (鍋) (kg)	43	43	44	43	43	43	43	
	Al (鍋) (kg)	21	3	11	13	15	15	14	
		35	35	35	30	30	30	30	
取 鍋 分 析 (%)	C	0.12	0.16	0.13	0.12	0.12	0.12	0.13	
	Si	0.22	0.20	0.28	0.21	0.22	0.23	0.30	
	Mn	0.48	0.58	0.55	0.49	0.54	0.44	0.53	
	P	0.027	0.016	0.021	0.014	0.011	0.008	0.013	
	S	0.029	0.020	0.022	0.021	0.020	0.023	0.023	
	Cu	0.09	0.09	0.08	0.09	0.08	0.08	0.09	
	Cr	0.04	0.35	0.56	0.66	0.88	0.29	0.72	
	Ni	0.03	0.52	0.56	0.46	0.47	1.02	1.07	
鑄 込	ノ ズ ル 径 (mm)	70	70	70	70	70	70	70	
	鑄 込 時 間 (sec)	BV8A 480	CV61 720	480	470	390	300	420	360
	鑄 型 温 度 (°C)	50	70	70	—	—	—	—	
	鋼 塊 表 面	良	良	良	良	良	良	良	

表 4.2 分塊の作業条件および疵発生状況

ミ	ル	マ	加 熱			圧 延		圧 延 時 疵			スラブまたは ビレット断面 寸法および数 量	歩留 り (%)
			在炉時間 (min)	均熱時間 (min)	加熱温度 (°C)	圧延温度 (°C)	仕上温度 (°C)	位 置	欠陥種類	欠陥程度		
スラ ビン グ ミ ル (厚板)	L-1		1,020	240	1,240	1,092	1,039	Top	—	中	125×	68.2
	L-2	クラック							1,000×2本			
	L-3	—							"			
	L-4	—							"			
	L-5	Top, Bottom							クラック		"	
	L-6	—							"			
	L-7	—							"			
No. 4 ブルー ミン グ ミ ル (ビレット)	L-1		945	285	1,300	1,214	1,129	Top	クラック	極めて大	120×120×9本	74.2
	L-2	Top						クラック	120×120×7本			
	L-3	Middle						クラック 及びヘゲ	"			
	L-4	—						クラック	"			
	L-5	—						—	"			
	L-6	Top						クラック 及びヘゲ	"			
	L-7	—						—	"			

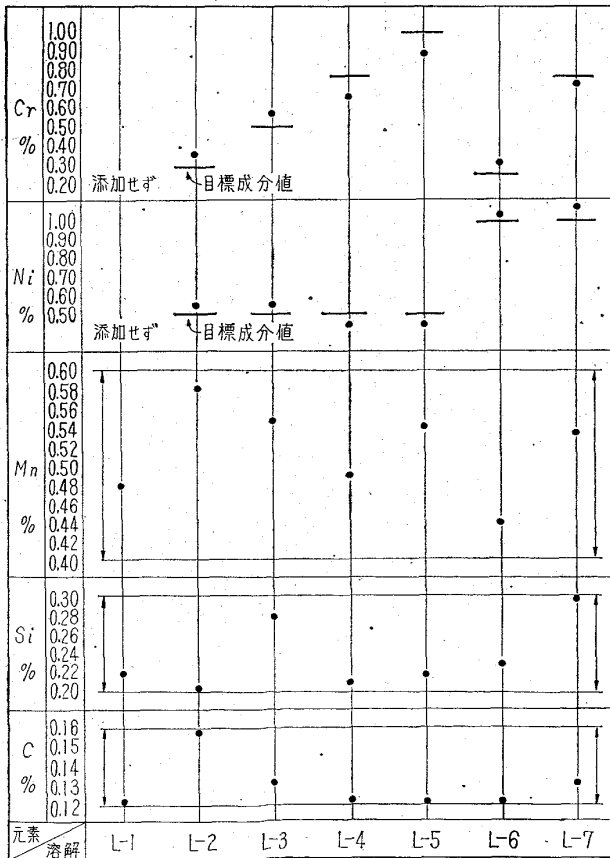


図 4.1 目標成分値に対する取鍋分析値の偏差

を行なった。分塊工場における作業記録、疵発生状況などを表 4.2 に示す。

鋼塊は冷却後、鋼片は徐冷後無手入力で試験計画通りそれぞれ所要本数を各社に送付した。

4.3 ま と め

1 チャージを除いて、造塊上問題なく、成分も所期の目標にほぼ合致しうるものを製造した。冷塊を再加熱するという悪条件もあり、分塊時に割れ、ヘゲが集中して発生したチャージもあつたが、Ni, Cr 含有量の多少が割れ、ヘゲに直接影響した傾向はなく本供試材程度の Ni, Cr 含有量であれば鋼塊鋼片製造上とくに問題はないと考える。ただ今回の試験は、あくまで、Ni, Cr を合金鉄のかたちで添加したものであり、実際に、ラテライト鉱石から出発し、製鉄、製鋼を行なった場合は、スラグの状況など異なるので結果が幾分異なるかもしれない。

5. 試験材の基本的性状

本章においては、供試材の普遍的な確性試験項目に関して、共同研究6社の測定値と金材技研において圧延加工した材料の焼準材および滲炭材についての測定値とについて総括的に述べる。なお金材技研における試料は川鉄より送付された60mm×1,000mmの鋼材を1,200℃×1hr加熱後20mmφに圧延した。焼準材の試料は各試験片寸法に切断後、910℃×30min加熱後空冷した。

5.1 化学成分(チェック分析値)

表5.1に供試材の化学成分について、金材技研を含む各社におけるチェック分析の平均値と代表的なもの一社の分析値とを示す。供試材中L2のC, Mn, Cr, L3のCrがやや高めになっているが、その他はほぼ目標成分を満足している。

また、可溶AlはL1が非常に高く、L2, L3, L4、は逆に低くなっている。表5.2にO, Nの分析値の例を示す。この結果Oに関しては製錬過程の関係からL2が高く、その他はほとんど一定であることが示されている。Nは全般にはほぼ一定しており平炉鋼としては普通

表 5.1 供試材の化学成分

		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	S-Al	T-Al
L-1	各社平均	0.127	0.239	0.528	0.0195	0.0233	0.083	0.029	0.043	0.0285	0.0321
	※	0.132	0.232	0.540	0.0200	0.0160	0.080	0.030	0.049	0.0280	0.0320
L-2	各社平均	0.165	0.240	0.622	0.0140	0.0215	0.079	0.530	0.384	0.0057	0.0128
	※	0.171	0.232	0.630	0.0140	0.0100	0.070	0.548	0.451	0.0060	0.0090
L-3	各社平均	0.128	0.277	0.557	0.0190	0.0219	0.083	0.495	0.563	0.0067	0.0140
	※	0.127	0.264	0.560	0.0190	0.0230	0.080	0.497	0.568	0.0070	0.0140
L-4	各社平均	0.123	0.227	0.503	0.0134	0.0205	0.093	0.475	0.641	0.0072	0.0145
	※	0.125	0.223	0.530	0.0140	0.0180	0.090	0.486	0.643	0.0080	0.0410
L-5	各社平均	0.129	0.235	0.548	0.0101	0.0226	0.076	0.477	0.891	0.0172	0.0245
	※	0.139	0.237	0.560	0.0100	0.0170	0.070	0.464	0.897	0.0180	0.0260
L-6	各社平均	0.119	0.242	0.450	0.0071	0.0212	0.074	1.015	0.244	0.0130	0.0223
	※	0.116	0.241	0.460	0.0070	0.0160	0.070	1.030	0.239	0.0160	0.0230
L-7	各社平均	0.131	0.299	0.558	0.0112	0.0210	0.080	1.001	0.689	0.0155	0.0255
	※	0.130	0.292	0.580	0.0100	0.0240	0.080	0.995	0.685	0.0160	0.0230

※富士製鉄分析値

表 5.2 供試材のガス分析値

	試料	L-1	L-2	L-3	L-4	L-5	L-6	L-7	
O	※	0.0040	0.0159	0.0040	0.0041	0.0039	0.0038	0.0038	焼準(鍛造比 135)
		0.0034	0.0109	0.0049	0.0034	0.0037	0.0039	0.0035	" (" 24)
	※※	0.005	0.008	0.004	0.005	0.005	0.004	0.004	110φ 鋼片中心部
		0.005	0.013	0.005	0.005	0.004	0.005	0.004	110φ 鋼片外周部
N	※※※	0.0055	0.0062	0.0059	0.0045	0.0051	0.0053	0.0050	

(注) ※ 住友金属分析値 ※※ 神戸製鋼分析値 ※※※ 日本鋼管分析値

である。

5.2 非金属介在物

介在物組成については SiO_2 が L2 を除いて全般に 0.0005~0.002%, Al_2O_3 が 0.004~0.008% とほぼ一定しており含有量としては普通である。また S 含有量がやや高めのためにサルファイドが相対的に多いとの報告もあつた。L2 の SiO_2 はやや多く 0.001~0.006% と報告されており酸素含有量と添加 Al 量との関係からみて、やや高めにでた理由があると考えられる。

次に清浄度について各鍛造条件における結果を各社の報告から表 5.3 に示すと、一般に L2, L5, は A 系介在物が多く清浄度が劣つてることが示されている。

全般に鍛造比がある程度大きくなると A 系介在物は減少する方向にすすみ、そのため 16 mm ϕ 棒 (鍛造比 1, 210) あたりではすでに問題になる量ではなくなる。なお清浄度が悪いチャージの原因は、L2 は前述の理由で

SiO_2 系が多いためであるが、L5 の場合はその理由が明らかでない。

5.3 マクロ組織およびサルファプリント

鋼片横断面のマクロ組織およびサルファプリントの代表例として 120 mm ϕ のビレットにおける例を写真 5.1 に示す。

サルファプリントについては、問題となるような欠陥はみられなかつたが、全般的に鋼塊中央部のインゴットパターンがみとめられた。マクロ組織も同様であるが、全般的にインゴットパターンがかなり明瞭にみられる。

5.4 オーステナイト結晶粒度

オーステナイト結晶粒度は製造履歴によつて幾分異なつてくるが、各社の測定値から鍛造比の異なるものおよび各社の平均値を図 5.1 に示す。

表 5.3 供試材の清浄度

介在物	清 浄 度 (1)					清 浄 度 (2)				
	A 系	B 系	C 系	A+B+C	備 考	A 系	B 系	C 系	A+B+C	備 考
L1	0.052	0.019	0.002	0.073	鍛造比 300	0.083	0	0.021	0.104	鍛造比 24
	0.046	0.017	0.006	0.069	" 495	0.138	0.004	0.023	0.152	" 135
	0.028	0.022	0	0.050	" 1,210					
L2	0.101	0.017	0.006	0.124	同 上	0.131	0	0.044	0.175	同 上
	0.102	0.008	0.006	0.135		0.125	0	0.017	0.142	
	0.069	0.013	0.006	0.088						
L3	0.048	0.015	0.006	0.069	同 上	0.087	0	0.031	0.119	同 上
	0.047	0.013	0.003	0.063		0.085	0	0.027	0.113	
	0.028	0.019	0.010	0.057						
L4	0.040	0.019	0.002	0.061	同 上	0.083	0	0.025	0.108	同 上
	0.019	0.006	0.003	0.028		0.054	0	0.006	0.060	
	0.031	0.013	0.010	0.054						
L5	0.085	0.025	0.003	0.113	同 上	0.119	0	0.035	0.154	同 上
	0.075	0.010	0.006	0.091		0.125	0	0.013	0.138	
	0.063	0.019	0.019	0.101						
L6	0.036	0.027	0.013	0.076	同 上	0.075	0.004	0.013	0.092	同 上
	0.033	0.017	0.016	0.066		0.108	0	0.025	0.133	
	0.031	0.021	0.004	0.056						
L7	0.048	0.004	0.002	0.054	同 上	0.083	0	0.023	0.106	同 上
	0.035	0.016	0.010	0.060		0.060	0	0.010	0.071	
	0.027	0.017	0.004	0.048						

(注) (1) 川崎製鉄分析値 (2) 住友金属分析値

このほか一部の試料で混粒を示したものが若干見られた。全般的に眺めると L2 が最も粗粒であり、L3, L4 も他に比べて比較的粗粒になっている。これは Al の含有量と密接な関係があると考えられ、したがって Ni, Cr の添加によるオーステナイト結晶粒度への影響は明らかでない。また鍛造比の影響についてはごく一般的な傾向があらわれているが、Al の含有量でこれらの感受性が左右されるように見受けられ、とくに Al の多い L1 ではほとんど鍛造比に関係なく一致した粒度を示している。

浸炭材の浸炭層のオーステナイト結晶粒度は L2 を除きほとんど 7.5~8.5 程度で浸炭層は心部より若干細粒の傾向がみられた。また、各鋼種とも著しい混粒は認められなかつた。

5.5 顕微鏡組織

焼準した試料の顕微鏡組織を写真 5.2 に示す。フェライト粒度はオーステナイト粒度とほぼ同一の傾向を示し、L2, L3, L4 がやや粗粒である。パーライトの量は L2, L7 が多いためであるが、あまり大きな差ではない。したがって焼準組織におよぼす Ni, Cr の影響は、あまりはつきりあらわれておらず、他の因子の影響がまざっているように思われる。

次に浸炭層の組織については、焼準後の 0.9~1.0% の浸炭層を検鏡した結果 Cr の低い L1, L6 はやや粗大なパーライト組織を示し、他の試料は Cr, Ni 添加量の増加とともに微細なパーライト組織を示した。またと

組織
マ
ク
ロ
組
織
サ
ル
フ
ア
フ
ィ
ン
ト

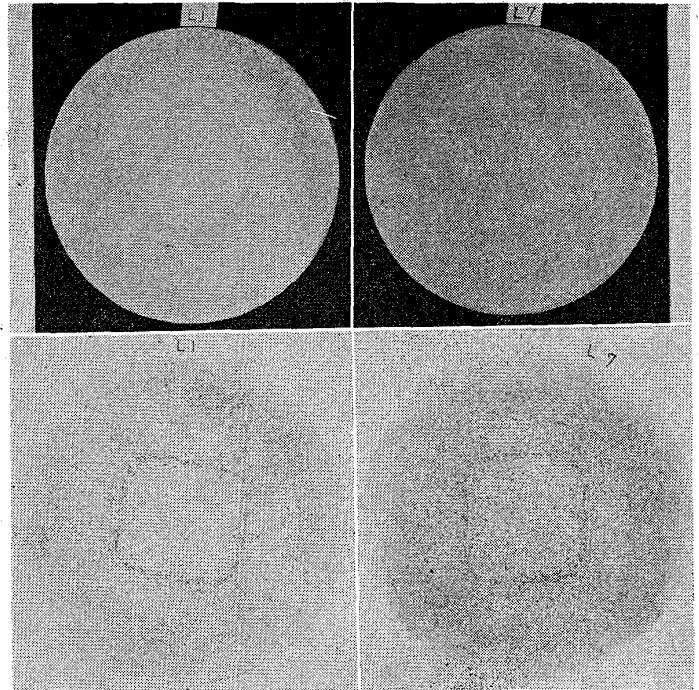


写真 5.1 鋼片横断のマクロ組織およびサルファプリント
120φ 鋼片

くに異常組織は認められなかつた。

5.6 変態点

熱膨張試験で供試材の変態点を測定した結果を図 5.2 に示す。基本材にくらべて Ni, Cr を添加したものは A₃ 変態点が低下するが、その効果は Ni の影響が大きくおおよそ 20°C/1% Ni と考えられ、Cr はその効果がより少ないと思われる。また A₁ 変態点は Ni によつてやや低下すると思われるが Cr は逆に上昇せしめる効果を持つようである。しかし熔製試料不足のため定量的な値ははつきりしない。

5.7 焼入性

5.7.1 素材の焼入性

図 5.3 は供試材のジョミニー曲線を示したものである。基本材にくらべて全般に Ni, Cr を添加すると焼入端硬さ、空冷部の硬さは向上するが、含有量との関係は明らかではない。L1 と L7 を比較すると左図により明らかに相違が認められ、その他の試料は右図に見られるごとく狭いバンドを形成して L1 と L7 の中間に存在するが、L2 は C 量が多くかつ粗粒のため幾分焼入性がよく、L6 は Mn が低いために焼入性の低下が見られる。

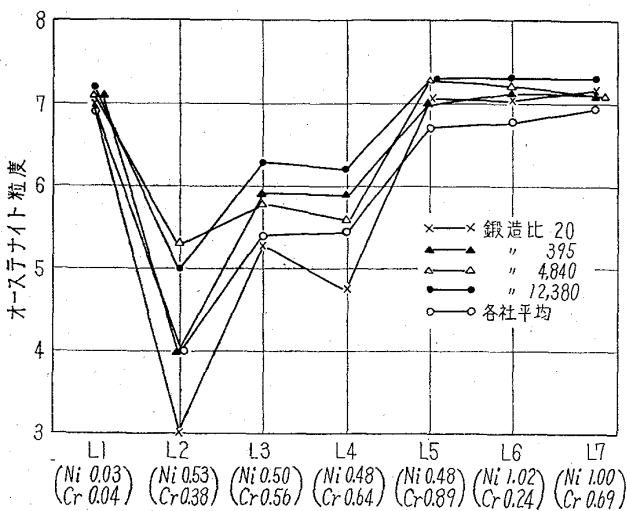


図 5.1 オーステナイト結晶粒度

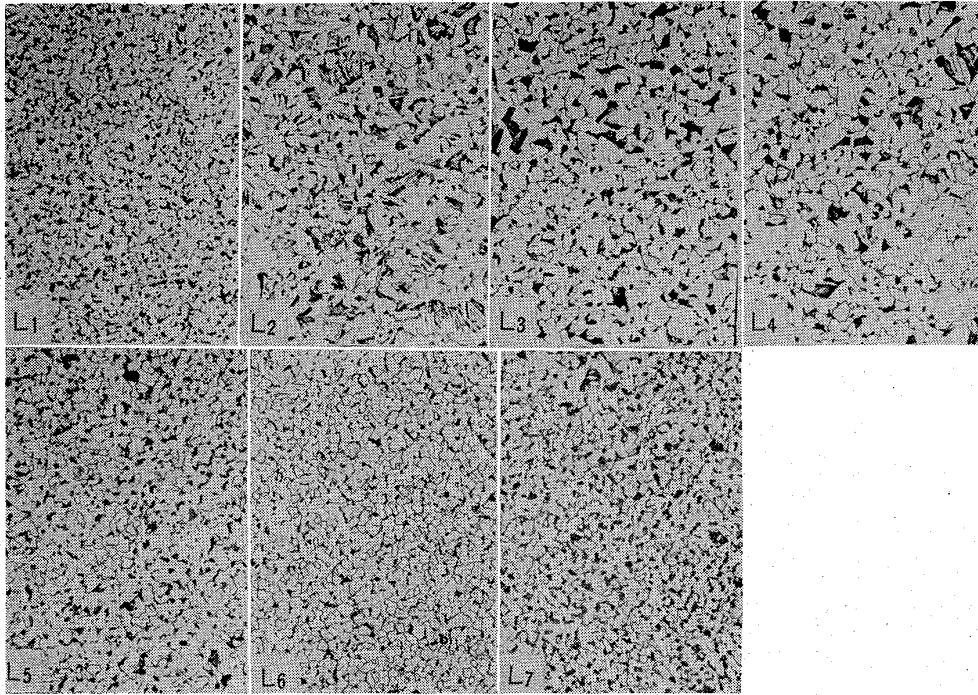


写真 5.2 顕微鏡組織 焼準材×100 (1/2)

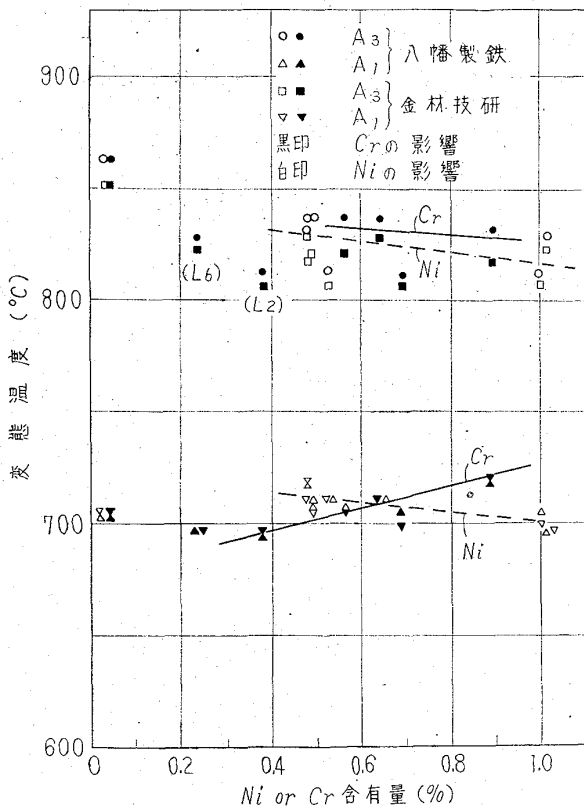


図 5.2 供試材の変態点におよぼす Ni, Cr の影響

5.7.2 浸炭層の焼入性

図 5.4 は浸炭したジョミニー試験片の片面を 0.1mm

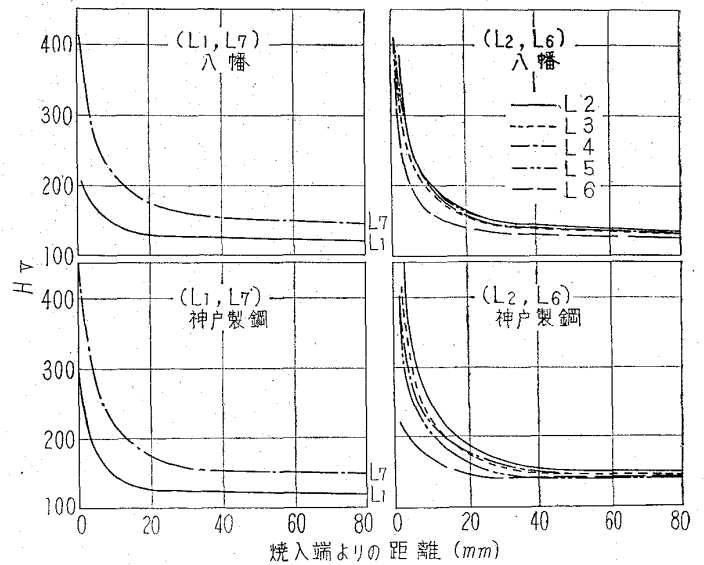


図 5.3 各供試材のジョミニー曲線

ずつ研磨し、炭素濃度曲線と硬さ曲線にもとづき作成した等硬度図 (Isohardness diagram) で、代表的な鋼種として L1, L4, L6, L7 を選定した。等硬度線が右側に移動するほど焼入性はよく、縦軸に接近するほど焼入性が悪い。浸炭層の焼入性は L1, L6, L4, L7 の順に増加しており、Cr は浸炭層の焼入性を著しく向上させる。一方 Ni を含む L6 の焼入性はあまり増加していない。浸炭層における最大の焼入性は 0.7~0.8% 域に

存在し、それ以上の高炭素側では残留オーステナイトのため硬さの低下を示す。この範囲の組成では浸炭層の焼入性は素材の焼入性と同一の傾向にあると考えられる。

5.8 被削性

供試材 L1~L7 と比較材として市販の S10C, S30C (分析値は表 5.4) について焼準状態の被削性試験を行なった。

L 材の熱処理は 60 mm φ に圧延されたものを 1,200~850°C で 60 mm φ に鍛造後空冷し、900°C に 30 min 加熱後空冷した。

表 5.4 比較 SC 材の分析値

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
S10C	0.125	0.12	0.49	0.025	0.016	0.07	0.03	0.03
S30C	0.29	0.24	0.64	0.020	0.023	0.11	0.05	0.08

穿孔試験装置は荷重自由落下法を用い、穿孔深さ 10 mm に要する時間 (Sec) の逆数をもつて穿孔性の指数とした。穿孔試験の回転数と荷重は、予備実験により 800 r.p.m. 75 kg を適当とした。同時に 540 r.p.m. と 1,010 r.p.m. についても測定を行なった。

図 5.5 は被穿孔性試験結果を示す。

次に旋削試験は穿孔試験と同一熱処理を行なった後、黒皮を約 2.5 mm 削り 55 mm φ として切削性試験旋盤によつて行なった。切削速度 (V) 60~80 m/min 送り 0.2 mm/rev 横すくい角 10° を基準とした。

図 5.6 は各速度における FC (主成分) に関する Ni, Cr の影響を表わしたもので、図 5.7 は寿命曲線である。

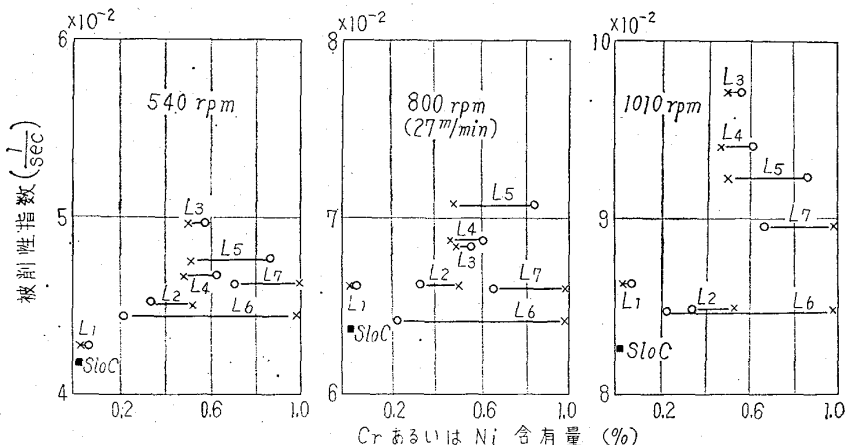


図 5.5 穿孔試験結果 (金材技研)
 (ドリル (SKH 9) 刃先角 120° 逃げ角 15°)
 (荷重 75 kg. x...Ni 量 o...Cr 量)

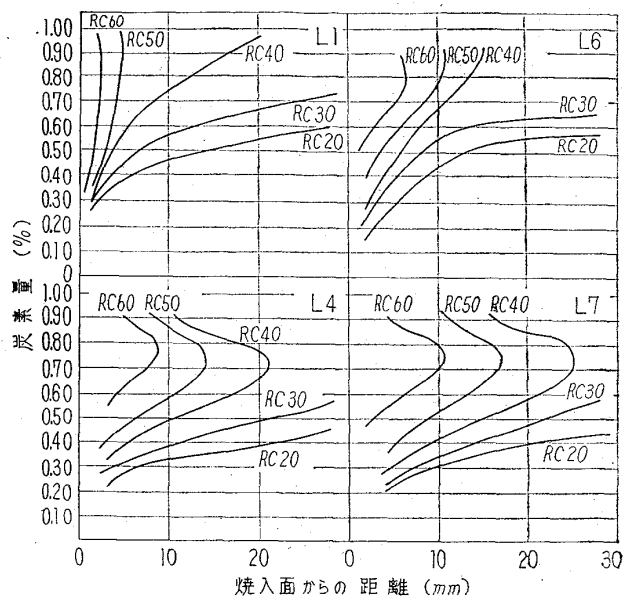


図 5.4 表面炭素量 0.9% C のジョミニー試験片より求めた等硬度図

以上の実験で得られた結果をまとめると次の通りである。

- i) 焼準状態の低炭素鋼においては、穿孔、旋削試験の結果 60~80 m/min の切削条件では 1% 以内の Cr 量増加は穿孔時間および切削抵抗を減少させ工具寿命を増大させる傾向があり切粉の厚みなどの観察からも裏づけられる。
- ii) Ni 1% を含む試料は穿孔指数、旋削切削抵抗値ともに悪くベース材にくらべても被削性の劣下が見られるが Cr を含有することによりかなり改善されるようである。
- iii) L3 の寿命曲線の傾斜は他の試料とかなり異なっているが、L4, L7 を比較すると上記作業条件内では切削抵抗はほとんど等しく工具寿命において 20% 以上 L7 の方が低下しており、パーライト量の増加や硬さとの相関がみられる。

5.9 浸炭性

図 5.8 は板厚 0.5 mm x 20 mm φ の円板を用いて 5hr ガス浸炭した時の平衡炭素量を示したもので Cr 量の増加と共に平衡炭素量は増加している。0.8~1.1% C のカーボンポテンシャルでは平衡炭素濃度に対する Cr の影響は少

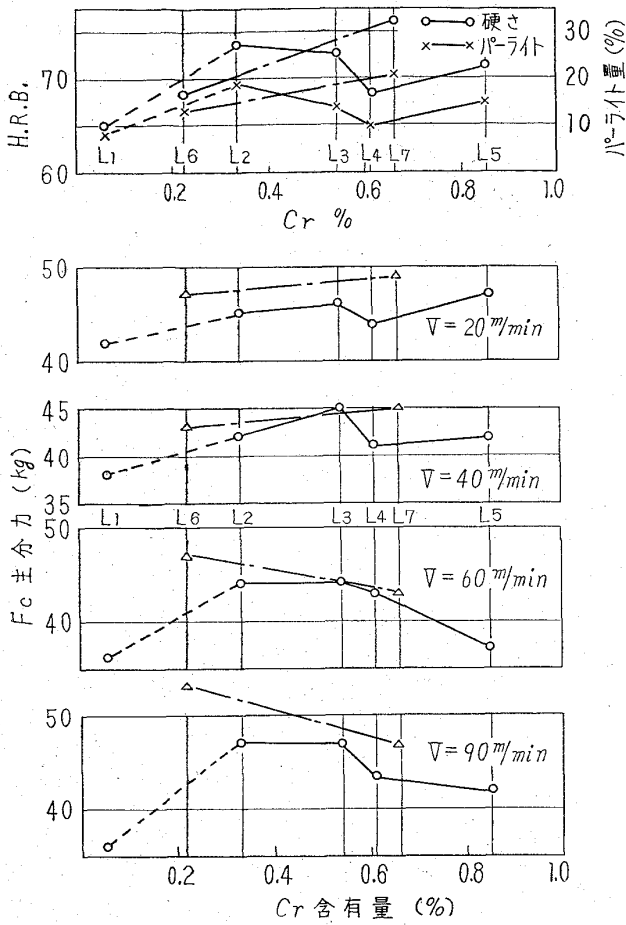


図 5.6 各速度における切削抵抗に関する Ni, Cr の影響 (金材技研)

(切込深さ 1 mm, 送り 0.2 mm/reV
 図中の ---△--- は Ni 1% を含むものを示す)

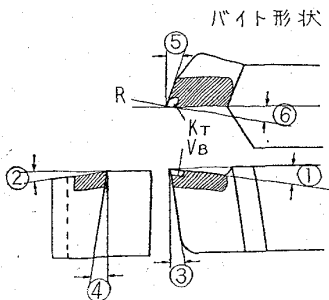
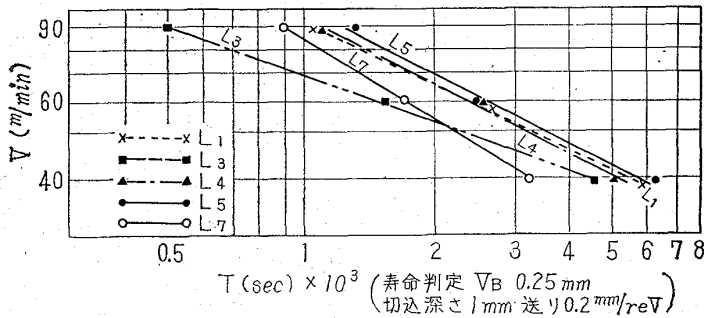


図 5.7 工具寿命曲線とパイト形状 (金材技研)

なく、1.2% C以上のカーボンポテンシャルでは著しい。すなわち 1% 以下の Cr 添加は初析セメントサイトを析出しないカーボンポテンシャル域ではやや浸炭性を増加させる程度であるが、それ以上では著しく浸炭性を増す、一方 1% Ni を含む L6, L7 は浸炭性を低下させる。

5.10 機械的性質

各製品の機械的性質については、第6章以下に述べる。本項では焼準材および浸炭材の引張、衝撃特性について述べることにする。

5.10.1 引張特性

(1) 焼準材

焼準材の引張性を図 5.9 に示す。

引張り強さは基本材にくらべて、Ni, Cr を複合添加することにより約 7.5~1.5 kg/mm² 増加している。絞りは Ni, Cr の添加によつて引張強さレベルに比例して上昇し、伸びは逆にわずかに減少する。

Ni, Cr の変数が少ない故に各元素の定量的な影響は求めがたいが、本実験の成分範囲では Cr が引張特性に良好な影響を持つと思われる。

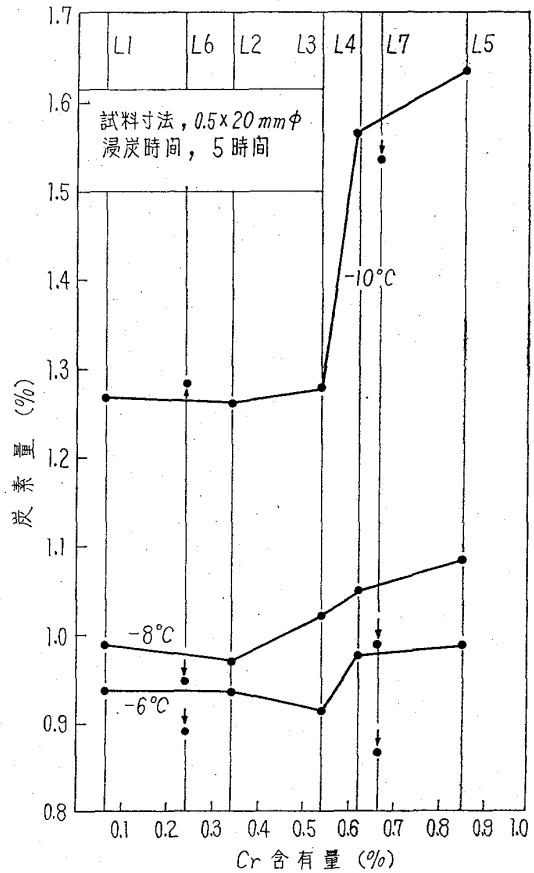


図 5.8 浸炭ガスの露点とカーボンポテンシャルの関係 (金材技研)

(2) 浸炭材

図 5.10 は 2 mm φ, 4 mm φ の引張試験片を浸炭後炉冷して試験した結果を示す。心部の存在する 4 mm φ では Cr 量の増加とともに引張強さを増加し 1% Ni を含む L6, L7 はさらに高い値を示す。これは Ni, Cr の添加による心部の強化作用によるものと考えられる。心部の存在しない浸炭層のみの 2 mm φ では Ni, Cr 添加の影響はあまり認められない。

つぎに浸炭後 830°C より油焼入し, 180°C × 2 hr 焼戻しを行なった試料についての結果を図 5.11 に示す。心部の存在する 4 mm φ では Ni, Cr の増加につれて強さも増加する傾向を示すが, これも Ni, Cr による心部の強化によるものと思われる。浸炭層のみの 2 mm φ の試料では, Ni, Cr の添加量と引張強さとの関連は明瞭でないが大体 150~200 kg/mm² の範囲においてバラツキを示している。

(3) 歪時効

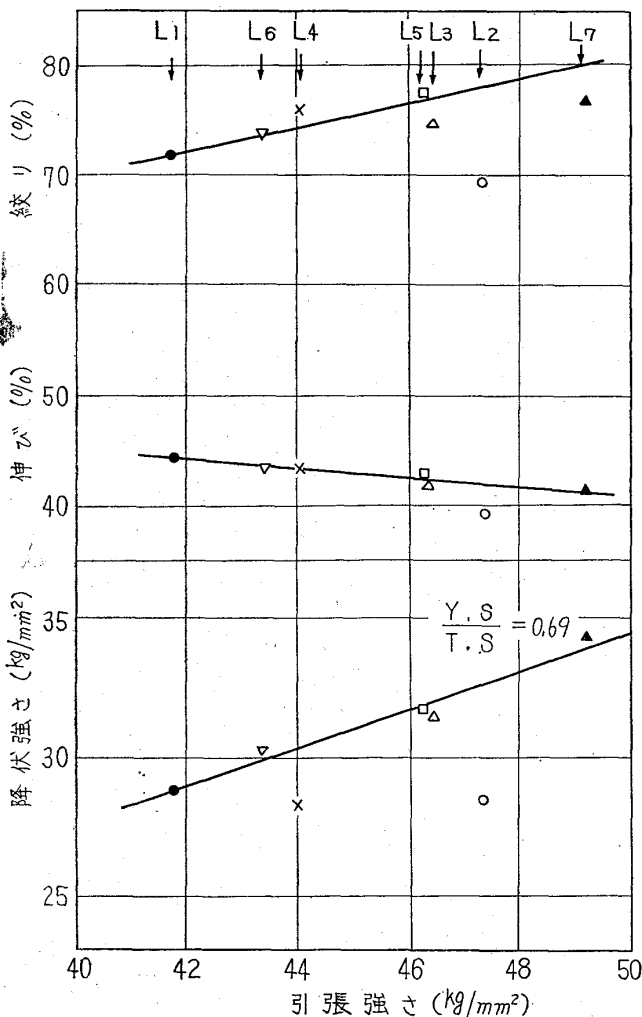


図 5.9 焼準材の引張強さと降伏強さ, 伸び, 絞り, との関係 (金材技研)

焼準材に 5% 引張予歪をあたえ 100°C で 3 hr 時効したものに付き歪時効指数を求めた結果を図 5.12 に示す。

Cr の添加量とある程度の相関が見られると考えられ, N と C などの相互作用によつて歪時効を低減する Cr の効果がやや存在する。

5.10-2 衝撃特性

(1) 焼準材

常温から -100°C までの各温度でシャルピー衝撃試験を行ない遷移温度を求めた結果を図 5.13 に示す。

最大吸収エネルギーは Ni, Cr の添加によつて基本材にくらべて増加するが, 添加量の相関はあまり見られない。遷移温度は Ni, Cr の添加によつて低温側へ移行するが, Ni の効果より Cr の効果の方が大きいように見られる。

L2 の衝撃特性が低下しているのは, 酸素の影響が大きいと考えられる。

全般に低温靱性が向上する理由としては, Ni による固溶体強化と Cr による C, N などの挙動へおよぼす影響とが考えられる。

(2) 浸炭材

焼入焼戻し浸炭処理した V ノッチシャルピー試験片の常温試験の結果を図 5.14 に示す。

表面炭素量 1.0% C のグループは, 0.9% C のグル

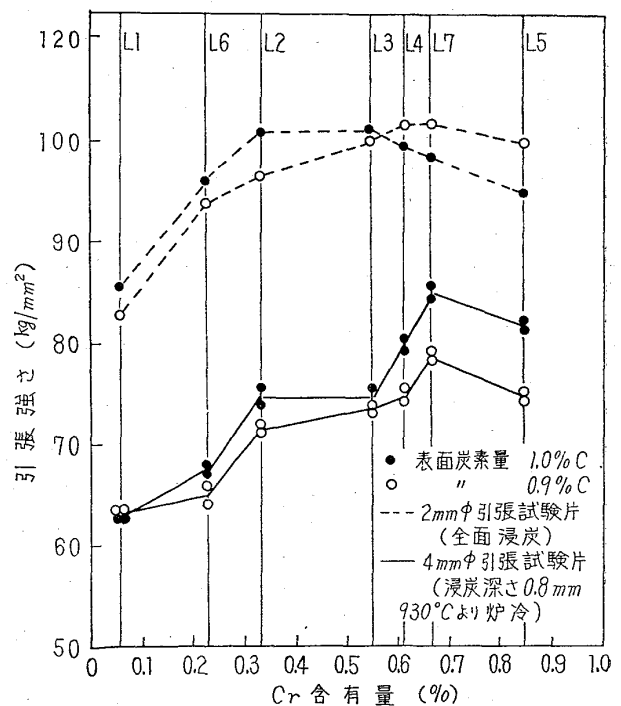


図 5.10 浸炭材における焼ならし後の引張り強さ (金材技研)

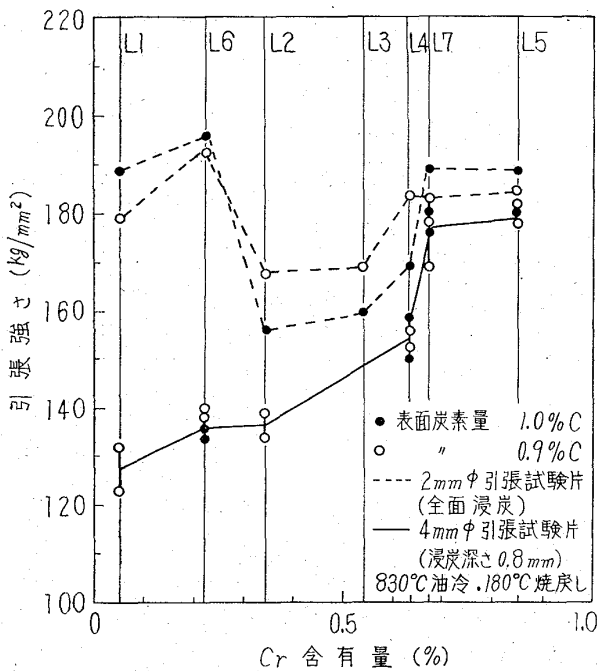


図 5.11 浸炭材における焼入焼戻し後の引張り強さ (金材技研)

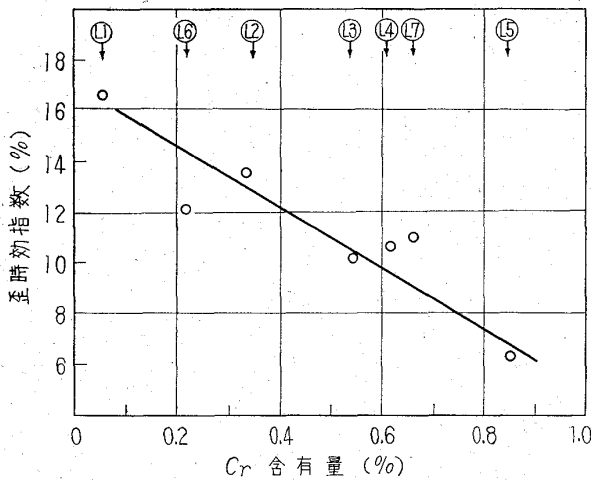


図 5.12 焼準材を5% 予歪 100°C×3hr 時効した歪時効指数におよぼすCrの影響 (金材技研)

ープより高い値を示している。これは表面層の残留オーステナイトが有利に作用するものと考えられる。すなわち常温シャルピー試験にあらわれる Ni, Cr の影響は明瞭でなく、むしろ浸炭条件が大きく作用するように考えられる。

5.11 高温の機械的性質

5.11.1 高温引張特性

25×4 mm の厚板の圧延方向から4号試験片をとり700

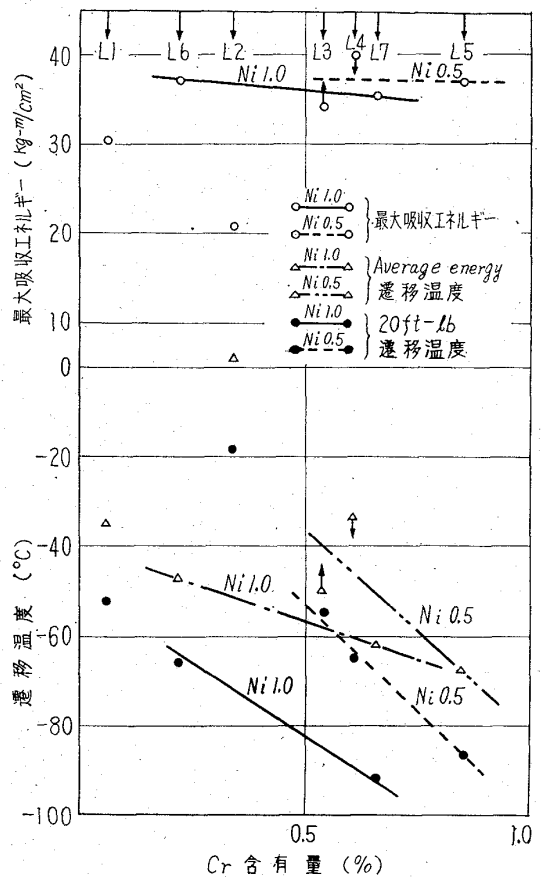


図 5.13 焼準材の遷移温度と Ni, Cr の関係 (金材技研)

°C から 1,200°C の温度範囲における引張強さ、伸び、絞り求めた。その結果を図 5.15(1)~(3) に示す。引張強さは 700°C から 800°C において L1 が L7 に比べて 2~3 kg/mm² 程度低くなっているが 850°C から 1,200°C までは各チャージほぼ同様の傾向を示している。伸び、絞りは 850°C 付近で極少値を示しているが、これは A1 脆性あるいは A₃変態脆性に起因するものと考えられる。また図5.12(2)から伸びは 1,000~1,200°C において、Ni が 1.00% 台の L6, L7 および Cr の含有量の最も高い L5 が他のチャージに比し 5~20% 低くなっているが、図 5.15(3)の絞りではこれらチャージ間に大差はない。以上から本供試材程度の Ni, Cr 含有量であれば、700°C~1,200°C における引張性質は、この種 Al キルド鋼と比較して大差なく、熱間加工性にもほとんど影響をおよぼさないと考えられる。

5.11.2 高温振り試験

各供試材につき高温振り試験を 1,200°C および 1,100°C の温度で行なった。

図 5.16 に各試料の破断までの振回数を示すが、基本

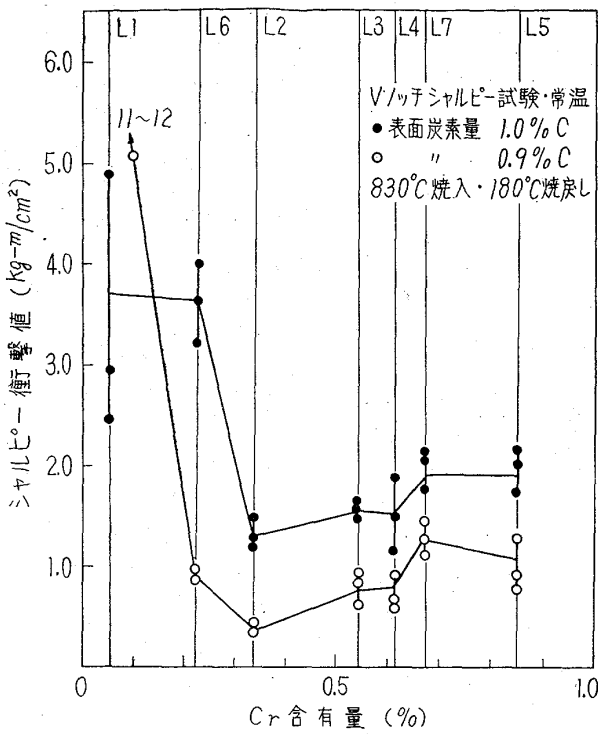


図 5.14 浸炭材における焼入焼戻し後の常温シャルピー衝撃値 (金材技研)

材にくらべて特に Ni, Cr の影響は見出せず、むしろその他の因子がより大きく関与しているものと思われ、本供試材の Ni, Cr 含有量の範囲では上記高温引張特性とあわせ考えて熱間加工性にあまり影響がないものと思われる。

5.12 焼準材の疲労特性

疲労試験は小野式回転曲げで 1,500 r.p.m. の条件で行なつた。

図 5.17 に得られた結果を示す。基本材にくらべて Ni, Cr を添加した試料は、総体的に疲労限の上昇を示しており Ni, Cr の影響があると考えられるが、耐久比を眺めると疲労限に対しては Ni の固溶体強化の効果が大きくあらわれて、Cr の場合は静的強度程には効果が大きくないように考えられる。また L2 は清浄度が悪いため耐久比の上昇が見られないと考えられる。全般的に供試材の成分範囲では Ni, Cr 共に疲労特性を向上せしめると思われる。

5.13 ま と め

鋼質分科会共同研究として八幡20t平炉で溶製した Ni, Cr を約 1% 未満各種複合添加した試料

について、共通的な要素をもつ各種確性試験ならびに焼準材、浸炭材の機械的性質に関する結果をまとめるとつぎのごとくである。

i) 供試材は L2 を除きおおむね目標成分のものが得られた。L2 は製鋼条件の関係から C, Mn, O が高くその影響が清浄度、焼入性、粒度その他機械的性質に

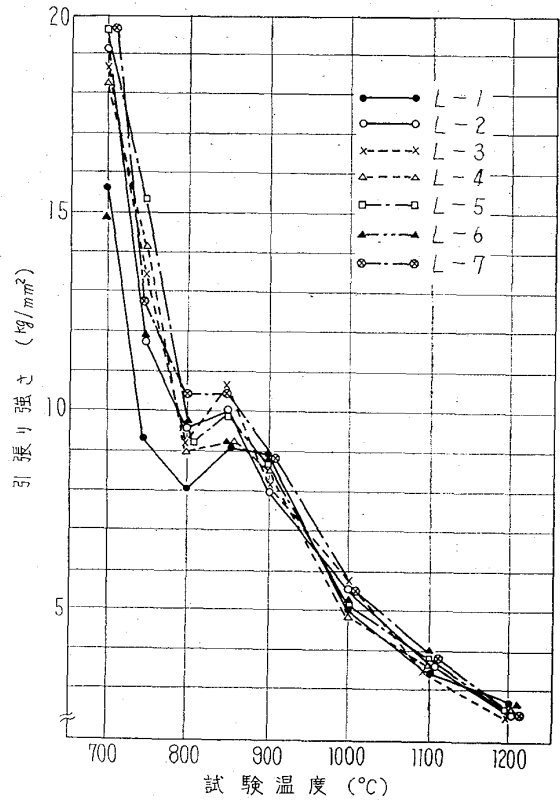


図 5.15(1) 各試験温度における高温引張り強さ (八幡製鉄)

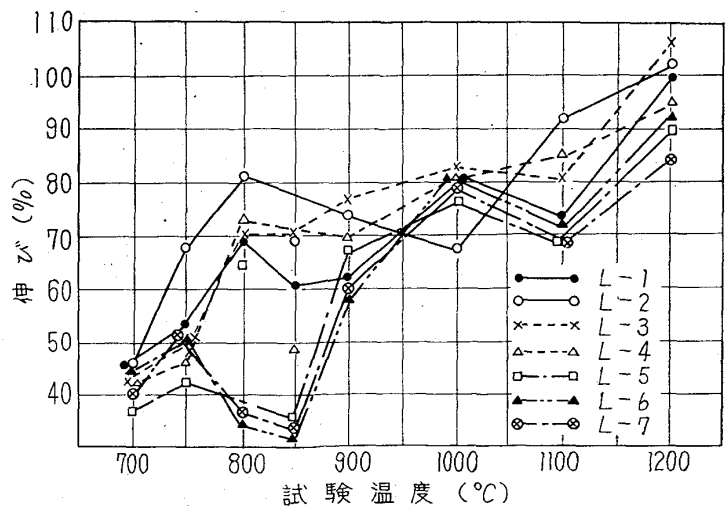


図 5.15(2) 各試験温度における高温引張り試験の伸び

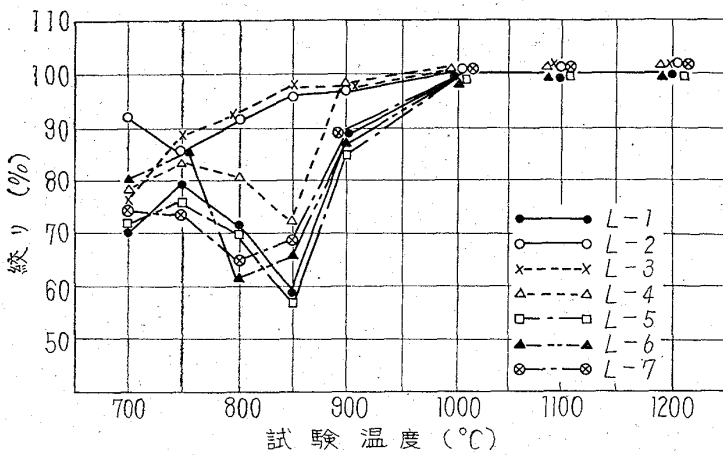


図 5-15(3) 各試験温度における高温引張り試験の伸び

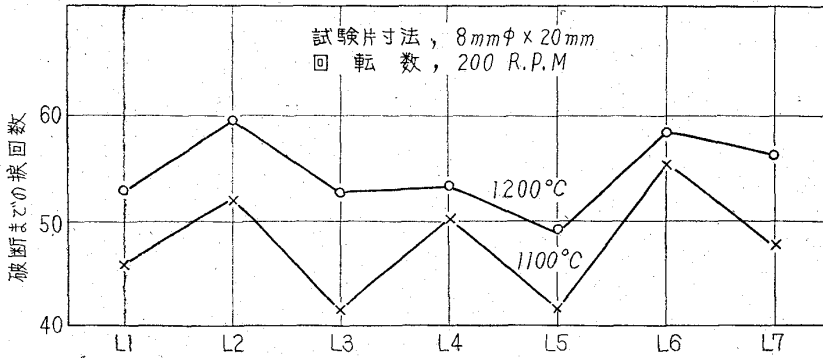


図 5-16 1,100°C, 1,200°C における高温振り試験結果 (金材技研)

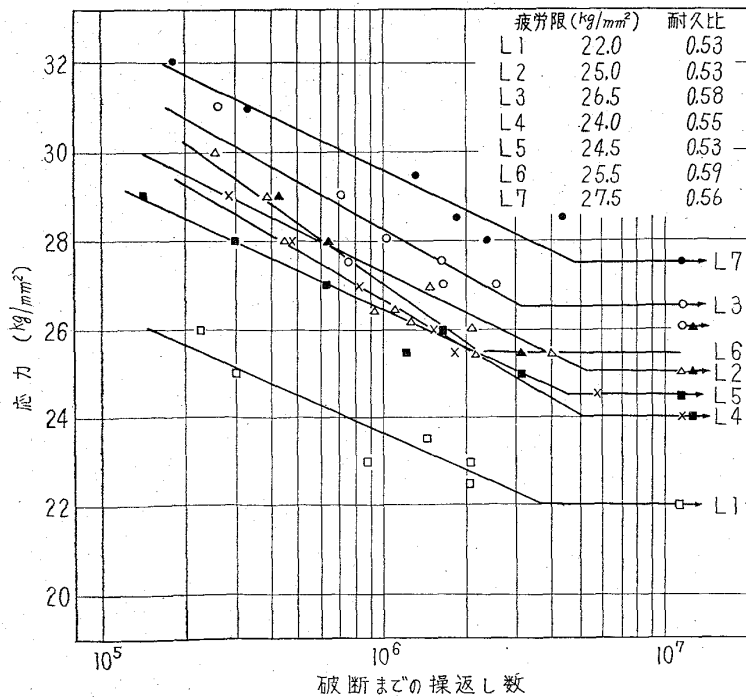


図 5-17 焼準材の疲労特性 (金材技研)

あらわれている。肉眼および顕微鏡組織には特に Ni, Cr の影響は認められず、浸炭してC量をあげた場合にのみパーライトの微細化として影響が認められる。

ii) 焼入性は Cr の添加によつて向上し、浸炭材においても同一の傾向が見られる。

iii) 被削性は Drillability, 切削抵抗, 工具寿命の三観点を総合して Cr の添加により向上する傾向が認められ Ni は逆に低下せしめる。

iv) 焼準材の引張特性は Ni, Cr の添加により、靱性の減少なしに引張、降伏強さを向上せしめ靱性の向上には Cr が有利に働いているものと思われる。浸炭材においては、心部の存在において Ni, Cr の効果があらわれ引張強さを上昇せしめる傾向を示している。また、歪時効硬化を減少せしめる Cr の効果がやや存在すると思われる。

v) 焼準材の衝撃特性は Cr の効果が特にはつきり認められ常温、低温の靱性向上に効果がある。浸炭材ではある量を越えた Ni, Cr の影響は明りようでなく、むしろ浸炭条件の方が大きなファクターとなる。

vi) 高温引張、高温振り試験の結果より熱間加工性におよぼす Ni, Cr の影響は明らかではなく、大きな影響はないものと考えられる。

vii) 焼準材の疲労特性には、Ni, Cr 共供試材の成分範囲では明らかに疲労限の上昇をもたらすが、その効果は Ni の方が大きいように思われる。

6. 厚板の製造経過および製品試験結果

6.1 製造経過

厚板の試作工程を図 6.1 に示す。鋼片は 14 本中 1 本に割れ疵がみられたほかは良好で手入れの必要はないと思われたが全面スカーフィング手入れを実施した。手入れ後、鋼塊頭部に相当する鋼片を 12.7 mm 板厚、鋼塊底部に相当する鋼片を 25.4 mm 板厚製品用としてそれぞれ連続加熱炉で設定温度 1,250°C で加熱し、二重粗圧延機で約 60% 圧減して、四重圧延機により所要の製品に仕上げた。

表 6.1 に鋼片の加熱、圧延温度を示す。粗圧延、仕上げ圧延の過程において、反り、波などの発生なく、また製品の表面状況形状などからみて供試材程度の Ni, Cr 含有量であれば引張強さ 41.50 kg/mm² 級の一般構造用あるいは溶接構造用圧延鋼材に比べてとくに異なつた点はみられず、熱間加工上問題はない。なお後に述べる供試材の熱間引張試験結果からも、熱間加工性に特異点のないことがわかる。ただ、伸びは Ni, Cr 量が多いほど低目になつているのが注目される。

また、製品全数について超音波探傷を実施したが、いずれも問題になるほどの欠陥波は認められず良好であった。

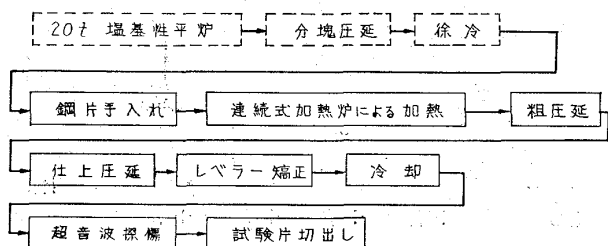


図 6.1 厚板の製造経過

表 6.1 スラブの圧延温度

溶解番号	鋼塊の位置	スラブの本数	スラブ加熱温度 (°C)	圧延温度 (°C)	仕上温度 (°C)	厚板寸法 (mm)
FS 6436 ~FS 6476	Top	7	1,250	1,110~1,130 (1,118)	880~905 (896)	12.7 × 2,000 × 10,000
FS 6434 ~FS 6476	Bottom	7	1,250	1,070~1,120 (1,101)	945~980 (969)	25.4 × 2,000 × 5,000

(注) () は平均値

6.2 製品試験結果

6.2.1 引張試験、曲げ試験

Ni, Cr の増加にともなつて強度は上昇する。今回の試験結果からその上昇程度を引張り強さでみると、たとえば Ni, Cr が 0.5% の場合、約 4 kg/mm² の増加が認められ、Cr が Ni の約 3 倍の効果をあらわしている。また降伏比の傾向、降伏点と伸びの関係から Ni, Cr に起因する特性変化はみられず、SS 41, あるいは SM 50 と同様である。また、曲げ特性についても、Ni, Cr の悪影響はとくに認められない。

6.2.2 衝撃試験

図 6.2 に Cr 含有量と低温衝撃特性との関係を示す。衝撃特性はかなり改善されているが、これはむしろ Ni の効果によるものと考えられ、Cr 0.25~1.0% では明瞭な悪影響は認められない。ただし L, C 方向の差は Ni, Cr 量が多くなるほど大きくなる傾向がある。

6.2.3 疲労強度

回転曲げおよび両振引張り一圧縮試験により 25.4mm 製品の圧延方向について疲れ強さを求めた。結果を表 6.2 に示す。鋼材は、一般に降伏点、引張強さの増大に伴つてその疲れ強さも高くなることが明らかにされているが、供試材も図 6.3 に示すように Ni, Cr による強度上昇分だけ疲れ強さも高くなつていくことがわかつた。

6.2.4 溶接性

図 6.4 に示すとおり溶接熱影響部の最高硬さは等価炭素量 (Ceq) に比例して増加し、かつ Cr 0.1% の添

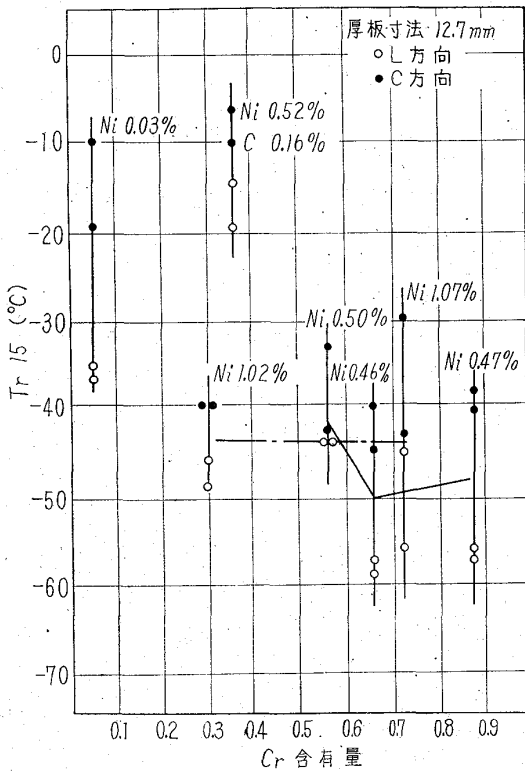


図 6.2 Cr 含有量と Tr 15 の関係

(注) Tr 15: 吸収エネルギーが 15 ft-lbs になるときの温度

加で硬さはビッカース硬度で約 15 (HV) 増加する。Ni の影響は Cr の約 1/2~1/3 程度と推定される。また, Cr, Ni の添加により割れ感受性は高くなつており, イルミナイト系溶接棒で溶接した場合は割れ発生率が大きい。しかし低水素系を使用すれば満足すべき結果が得られる。

低水素系溶接棒を使用して溶接した継手部の材質は引張強度, 曲げ性, 切欠靱性および硬化性において問題は認められずいずれも良好であつた。

表 6.2 疲労試験結果

マーク	疲労限度 (kg/mm ²)	
	曲 転 曲 げ	両 振 引 張 圧 縮
L-1	21	22
L-2	25	23
L-3	24	24
L-4	26	23
L-5	24	22
L-6	23	23
L-7	28	25

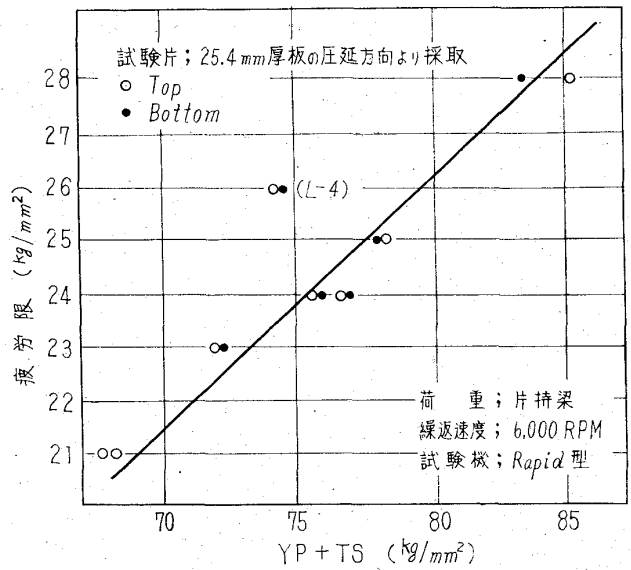


図 6.3 回転曲げ試験による Y.P.+T.S と疲労限との関係

(注) $C_{eq} = C + 1/6 Mn + 1/24 Si + 1/40 Ni + 1/5 Cr$

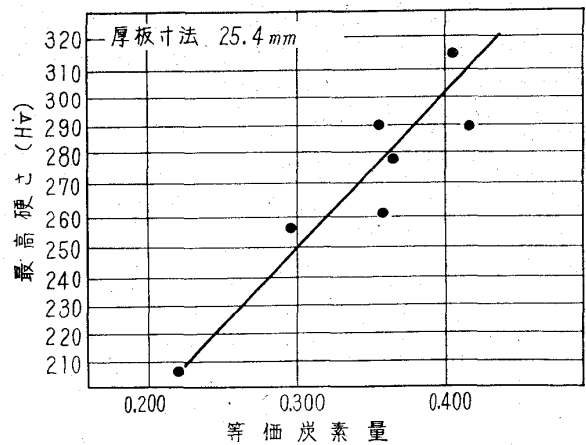


図 6.4 等価炭素量と熱影響部の最大硬さの関係
(注) $C_{eq} = C + 1/6 Mn + 1/24 Si + 1/40 Ni + 1/5 Cr$

6.3 考 察

粗圧延, 仕上げ圧延の過程において反り, 波などの発生なく, また製品の表面状況, 形状などからみて, C 約 0.12%, Si 0.2~0.3%, Mn 0.4~0.6%, Ni 0.5~1.0%, Cr 0.25~1.0% 程度の鋼材は SS 41~SS 50, 場合によつては SM 41~SM 50 の代替として使用しても, とくに問題がないことがわかつた。ただ電弧溶接棒としては低水素系を使用する必要のあること, および Ni, Cr がともに 1% 近くなると (とくに Cr の場合) 靱性, 溶接性の点で問題が散見される。また, C は 0.12% 前後が妥当で 0.16% は高すぎる事が認められた。

7. 線材の製造経過と製品試験結果

7.1 製造経過

八幡4分塊にて、4.4t鋼塊から120mmφ×3,300に分塊された鋼片のうち、各チャージ5本ずつ計35本を入手し、図7.1の工程にしたがつて線材の試作ならび

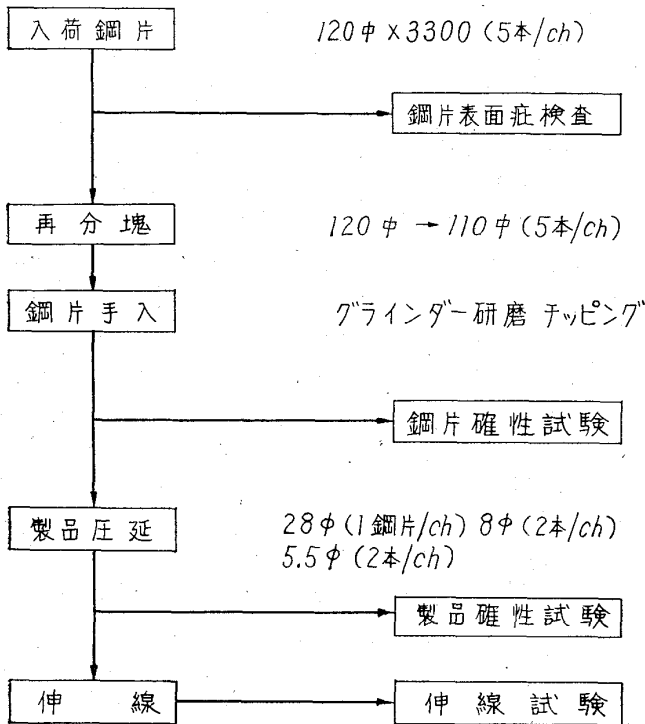


図 7.1 試作ならびに確性試験工程

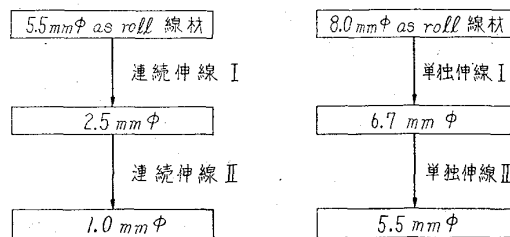
に確性試験を行なった。表 7.1 に線材の圧延条件を示す。5.0mmφ および 8.0mmφ の線材についてはさらに表 7.2 および表 7.3 の工程にしたがつて伸線試験ならびにメッキ性試験を行なった。

表 7.1 線材の圧延条件

	5.5 mm φ rod	8.0 mm φ rod	2.8 mm φ bar
均熱帯温度 (°C)	1,150	1,150	1,150
均熱時間 (h)	3.0	3.0	3.0
パス回数 (回)	29	23	11
平均減面率 (%)	20	20	23

圧延は全般的に良好で熱間加工性への Ni, Cr の影響はとくにない。表面疵については、線材はコイルの両端から 5m を切り捨てたのち、300mm のサンプルを採取し、酸洗して表面疵の発生状況を調査した。表 7.4 に検査結果を示す。Ni, Cr を含有したものは、やや疵の深さが深いようであるが、Ni, Cr 量の変化による差はなく、これは圧延条件の標準を普通材のものにおいた結果と推定される。

表 7.2 伸線工程および伸線条件



	伸線機	ブロック径 mm	被覆	潤滑	平均減面率 および引抜回数	伸線速度 m/min
連続伸線 I	貯蔵型連続伸線機	550	石灰	金属石ケン	15.8% 5回	230
" II	"	550	"	"	16.8% 5回	270
単独伸線 I	単釜伸線機	810	"	"	30.2% 1回	19.1
" II	"	810	"	"	32.4% 1回	19.1

表 7.3 メッキ工程

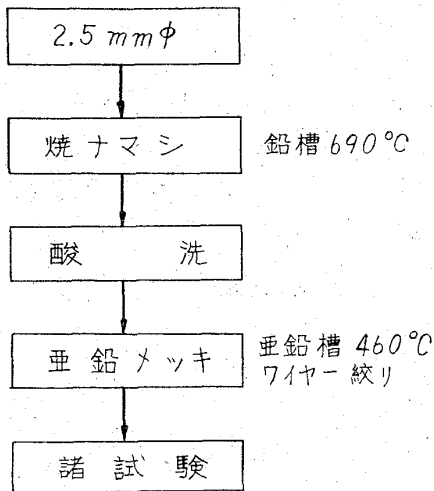


表 7.4 線材の酸洗表面疵検査結果

マ ー ク	5.5 mm φ rod				8.0 mm φ rod			
	top		bottom		top		bottom	
	疵の長さ mm	疵の最高 深さ mm	疵の長さ mm	疵の最高 深さ mm	疵の長さ mm	疵の最高 深さ mm	疵の長さ mm	疵の最高 深さ mm
L1	0	0	0	0	0	0	0	0
L2	100	0.02	70	0.04	100	0.06	0	0
L3	300	0.07	120	0.13	300	0.09	300	0.05
L4	80	0.11	130	0.02	300	0.05	300	0.04
L5	300	0.09	200	0.03	300	0.08	200	0.03
L6	300	0.07	300	0.09	200	0.04	300	0.06
L7	300	0.07	90	0.02	300	0.04	300	0.04

7.2 機械的性質およびその他の諸性質

7.2.1 引張試験結果

図 7.2 に 5.5 mm および 8.0 mm φ 線材および 28.0

mm φ 棒鋼の引張試験結果を示す。Ni, Cr を含有するものは降伏点, 引張強さとも高くなっており, Ni, Cr 含有量があつとも高い L7 では降伏点で 3 kg/mm², 引張強さで 8 kg/mm² 程度それぞれ高くなっている。伸び, 絞りについてはとくに Ni, Cr の影響は認められない。

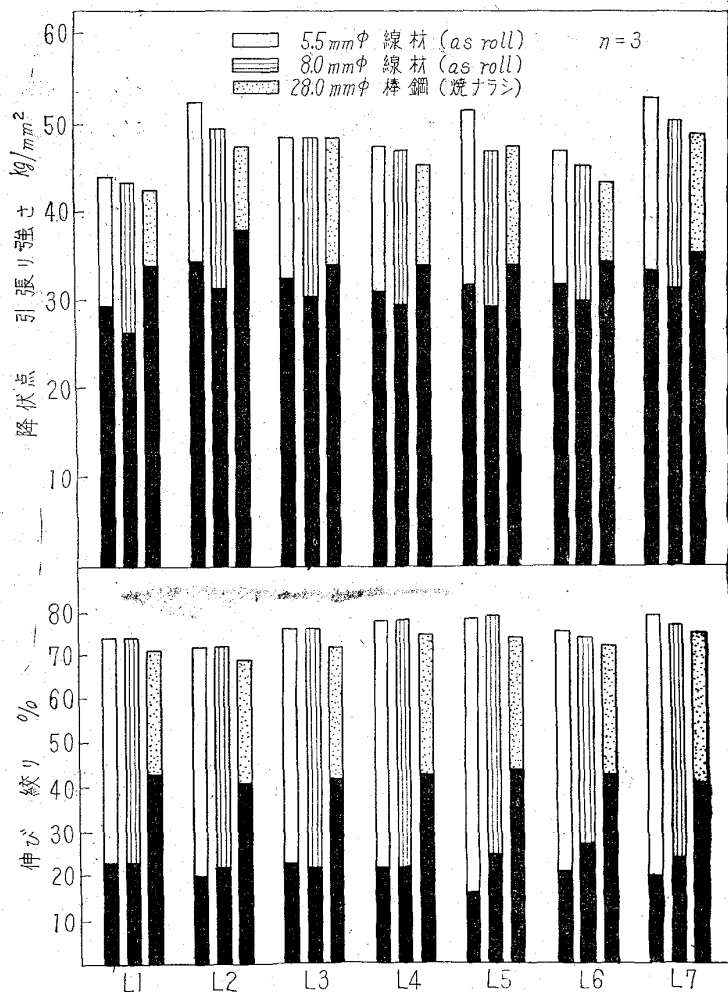


図 7.2 線材ならびに棒鋼の引張試験結果

7.2.2 冷間加工性およびメッキ性

すべての供試材は断線することなく所定の寸法まで伸線することができた。したがって低炭素鋼に最高 1% までの Ni, Cr を含有させても通常の伸線工程で生引の限界 (限界引抜率) が大きく

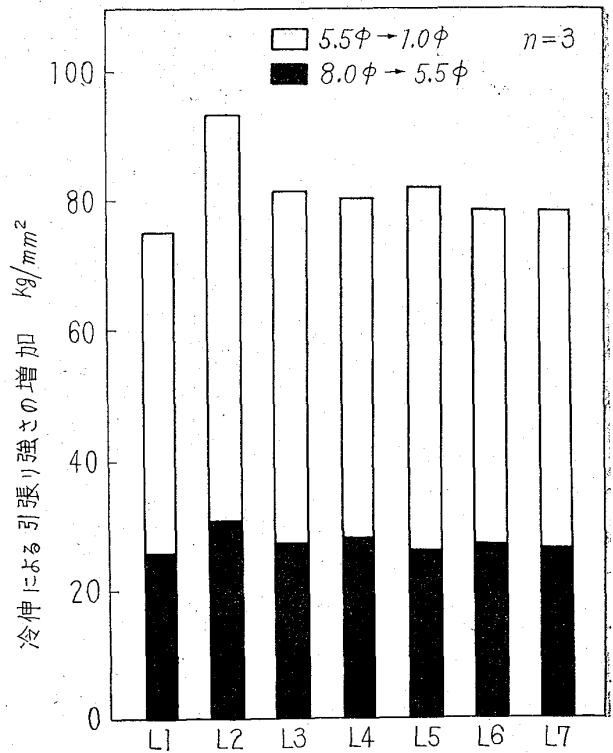


図 7.3 冷伸による加工硬化量

変化することはないといえる。

図7.3には、各チャージの加工硬化性を伸線前後の引張強さの差で表わしてあるが、L2以外のNi, Cr含有材の加工硬化性は、ベース材に比してごくわずかに大きい程度であり、Ni, Cr量の変化による差は全然認められない。伸線材の靱性をみるため、引張試験による伸び、絞りのほかに、捻回試験（スパン長100×D）曲げ試験（線径2.5mm以上の線についてはR=10mm、線径1mmの線についてはR=5mmのまわりに90°を1回として破断にいたるまでくりかえす）。逆捻試験（50×Dのスパンで1方向に7回、逆方向に7回捻回し、疵による割れをみる）および巻解試験（線を自己径のまわりに7回巻付け、次に7回巻きもどしたときの折損の有無によつて線の靱性を判定する）を行なつた。これらの試験結果は表7.5および表7.6に示すが、伸線による伸び、絞り、捻回値および曲げ回数の変化に関してチャージ間の差はなく、逆捻および巻解試験結果もすべて

良好である。

メッキ線について曲げ試験（R=10mmのまわりに90°を1回として破断にいたるまでくりかえし曲げる）、メッキ層の均一性試験（JIS硫酸銅試験）、附着性試験（線を自己径のまわりに7回巻付け、メッキ層のはくりなどの表面状態を検査する）および亜鉛付着量測定を実施した。これらの試験結果を表7.7に示すが、メッキ性についてNi, Crの影響は認められず、すべて満足な結果を示した。

7.3 考 察

線材熱間圧延までは、C量0.1%程度のものに1.0以下のNi, Crを含有させても熱間加工性にはほとんど影響がみられない。冷間伸線試験で最高96.7%の引抜率をかけたが、全鋼種とも断線することなく最終径まで伸線でき、Ni, Crは事実上伸線限界に影響しない。

Ni, Cr含有材は原線の強度が若干高いため、伸線後

表7.5 5.5φ→1.0φ伸線材に関する引張試験および靱性諸試験結果

(n=3)

	線 径	降伏点 kg/mm ²	引張強さ kg/mm ²	伸 び %	絞 り %	捻 回	曲 げ	逆 捻	巻 解
L 1	5.5	23.7	44.0	23.5	75.1	68.0	22.0	良	良
	2.5	69.5	80.3	3.5	55.0	33.3	32.6	〃	〃
	1.0	106.5	119.5	3.0	45.9	32.3	9.6	〃	〃
L 2	5.5	33.4	47.9	24.3	78.2	70.0	21.3	良	良
	2.5	70.5	90.3	4.3	64.5	40.3	37.0	〃	〃
	1.0	121.0	141.7	2.8	36.7	31.0	10.3	〃	〃
L 3	5.5	35.4	52.1	23.3	73.2	61.6	18.3	良	良
	2.5	74.0	95.5	3.8	57.5	37.0	32.6	〃	〃
	1.0	117.0	134.3	2.5	48.2	29.3	14.0	〃	〃
L 4	5.5	33.6	50.0	20.7	76.1	66.0	20.0	良	良
	2.5	76.5	89.1	4.0	63.5	36.0	38.0	〃	〃
	1.0	120.0	131.0	3.2	49.0	33.0	12.8	〃	〃
L 5	5.5	33.9	52.3	12.9	78.4	76.6	16.0	良	良
	2.5	74.0	90.7	3.3	71.1	37.3	39.0	〃	〃
	1.0	117.5	134.8	2.3	49.6	33.3	12.6	〃	〃
L 6	5.5	32.6	47.9	26.3	74.3	66.6	19.3	良	良
	2.5	77.0	87.2	4.0	56.0	31.3	35.6	〃	〃
	1.0	108.5	126.7	2.7	43.0	32.0	11.0	〃	〃
L 7	5.5	35.5	56.2	11.8	77.1	74.3	16.6	良	良
	2.5	81.0	98.2	3.5	59.6	33.0	36.6	〃	〃
	1.0	116.0	135.3	3.2	44.5	34.3	13.3	〃	〃

表 7.6 8.0φ→5.5φ 伸線材に関する引張試験および靱性諸試験結果

(n=3)

	線 径	降 伏 点 kg/mm ²	引張強さ kg/mm ²	伸 び %	絞 り %	捻 回	曲 げ	逆 捻	巻 解
L 1	8.0	27.0	43.6	25.3	73.9	72.6	18.3	良	—
	6.7	55.0	62.0	3.5	62.1	67.3	14.3	〃	—
	5.5	64.6	69.4	2.3	57.6	4.6	14.0	〃	良
L 2	8.0	30.2	51.2	23.8	70.4	50.6	14.7	良	—
	6.7	67.5	70.9	3.1	62.3	56.6	12.7	〃	—
	5.5	73.0	82.5	2.5	56.3	25.3	13.7	〃	良
L 3	8.0	30.2	47.8	25.7	74.3	75.3	16.0	良	—
	6.7	62.5	69.5	3.5	64.3	66.0	13.7	〃	—
	5.5	65.3	75.3	2.7	63.5	64.0	15.0	〃	良
L 4	8.0	29.6	47.1	25.2	76.3	76.6	17.3	良	—
	6.7	57.7	63.4	2.7	62.3	55.3	13.0	〃	—
	5.5	69.0	75.5	3.1	64.1	69.3	15.7	〃	良
L 5	8.0	30.8	48.7	20.7	77.6	80.6	16.7	良	—
	6.7	62.8	67.4	4.0	63.6	78.0	14.7	〃	—
	5.5	70.8	75.3	3.5	69.3	49.3	16.3	〃	良
L 6	8.0	25.4	45.2	25.7	73.4	67.3	19.0	良	—
	6.7	59.1	64.2	3.5	64.8	71.0	14.0	〃	—
	5.5	65.8	72.5	3.0	59.9	47.6	15.3	〃	良
L 7	8.0	33.1	51.6	24.0	75.8	84.6	16.0	良	—
	6.7	64.0	71.1	4.0	69.4	67.0	13.7	〃	—
	5.5	72.0	78.6	3.8	56.6	53.0	15.7	〃	良

表 7.7 メッキ性試験結果

Steel No.	線 径 mm	曲 げ	硫酸銅 試 験	巻 付	亜鉛付 着 量 g/m ²
L 1	2.550	27.3	3	良	290
L 2	2.543	30.0	4	〃	255
L 3	2.523	26.0	3	〃	212
L 4	2.526	27.3	3.7	〃	238
L 5	2.543	28.0	4	〃	252
L 6	2.543	24.6	4	〃	267
L 7	2.530	26.0	3.7	〃	227

の引張強さは Ni, Cr を含有しない材料よりも高くなっているが、引張強さの増加量そのものは全鋼種とも、ほぼ一定で、Ni, Cr は加工硬化性に影響しない。伸び、絞り、捻回値、曲げ、巻解、および逆捻試験についても Ni, Cr の影響は認められない。メッキ線の諸性質も普通低炭素鋼線と変わりはない。

8. 棒鋼の製造経過と製品試験結果

8.1 製造経過

八幡製鉄より送付された 120 mm φ のビレットを粗材として、棒鋼 16 mm φ, 25 mm φ, 32 mm φ および科学技術庁、金属材料技術研究所向け 60 mm φ の圧延加工を行なった。

試作工程は、図 8.1 の通りである。

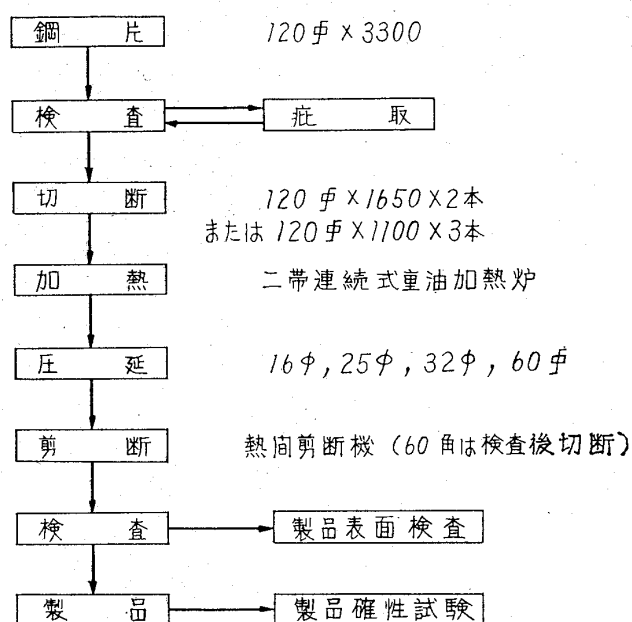


図 8.1 棒鋼試作工程 寸法単位 mm

粗材ビレットは各鋼種ごとにチェック分析を行なった。また入荷ビレット全部について表面検査を行ない表面疵はチップングおよびグラインダー手入れを行なって圧延した。

圧延条件は、現在流れている普通鋼鋼材をベースとした加熱条件を採用した。各サイズそれぞれの加熱温度、時間の測定値および圧延条件は、表 8.1 および表 8.2 に示す通りである。

以上のような状況でそれぞれ普通鋼の中間に入れて圧延を行なった。圧延状況としてはとくに問題はなく、この程度の Ni, Cr 含有量は、棒鋼の熱間加工性に影響はないものと思われる。

圧延製品の外観検査は 16 mm φ および 32 mm φ 棒鋼に軽度の割れ疵が認められたがとくに問題になるような欠陥は無く、表面形状とともに良好であった。

表 8.1 圧延作業成績

	加熱温度 °C	圧延前温度 °C	圧延後温度 °C	加熱時間 min
16 mm φ	1,205 ~1,220	1,175 ~1,190	950 ~1,000	110
25 mm φ	1,230 ~1,250	1,165 ~1,180	1,000 ~1,080	120
32 mm φ	1,210 ~1,220	1,145 ~1,160	980~995	130
60 mm φ	1,175 ~1,200	1,120 ~1,135	1,070 ~1,090	120

表 8.2 圧延作業結果

	パス回数	平均圧下率 (%)	圧延速度 (m/sec)
16 mm φ	16	23.6	4.61
25 mm φ	16	20.1	4.55
32 mm φ	14	18.6	4.55
60 mm φ	7	18.8	2.30

8.2 製品確性試験

製品確性試験としては各種試験を行なったが、第 5 章に説明された結果に準ずるために割愛する。したがって本章では as roll 材における機械的性質および地疵試験の結果について述べる。

8.2.1 機械的性質

引張り、硬度、曲げおよび衝撃試験結果の一例を 16 mm φ の棒鋼について示すと、表 8.3 の通りである。

引張り強さは Ni, Cr を含有することにより 3~8 kg/mm² 増加し、伸びは 0.5~4% 低下した。硬度も 9~22 Hv 上昇した。衝撃値は L2 鋼材を除いて、16 °C 0°C において、比較材とほとんどかわりなかつたが、-25°C において 4~10 kg m/cm² 高く低温衝撃特性が改善されている。

8.2.2 地キズ試験

鋼種別、サイズ別に各 2~3 コ試料を採取し JIS の地キズ肉眼試験方法に準じて試験した。その成績を表 8.4 に示す。16 mm φ, 25 mm φ は無キズであるが、32

表 8.3 棒鋼の機械的性質 (as roll の状態のもの)

鋼 種	引 張 試 験				曲 げ 180° D×1.5	衝 撃 試 験 結 果 kg m/cm ²			ビ ッ カ ース 硬 度 Hv		
	降 伏 点	抗 張 力	伸 び	絞 り		16°C	0°C	-25°C	1	2	3
L 1	kg/mm ² 29.9	kg/mm ² 43.6	% 31.9	% 68.4	良	23.2	22.5	21.6	131	135	129
L 2	33.3	49.5	29.4	69.1	良	14.9	13.1	7.1	165	154	146
L 3	34.7	48.5	31.6	70.9	良	26.7	27.4	25.8	154	138	135
L 4	32.6	45.9	32.0	74.1	良	33.0	30.5	27.3	140	141	133
L 5	36.5	49.8	28.1	75.5	良	30.6	28.8	26.4	136	140	138
L 6	35.5	47.2	33.1	70.9	良	24.7	24.8	21.9	165	139	136
L 7	36.3	52.8	28.5	72.4	良	24.4	25.5	22.9	163	158	156

表 8.4 棒鋼 (32φ) 地きず試験結果

	地きず総換算個数 (コ)			地きず長さの総和 (mm)			最大地きず長さ (mm)		
	I	II	III	I	II	III	I	II	III
L 1 1	3.6	0	0	16.2	0	0	(5)	0	0
L 1 2	0	0	0	0	0	0	0	0	0
L 1 3	3.6	0	0	50.4	0	0	(20)	0	0
L 2 1	0	2.3	0	0	9.2	0	0	(4)	0
L 2 2	0	2.3	0	0	34.5	0	0	(15)	0
L 3 1	1.8	0	0	72.0	0	0	(40)	0	0
L 3 2	0	0	0	0	0	0	0	0	0
L 3 3	0	0	0	0	0	0	0	0	0
L 4 1	0	0	0	0	0	0	0	0	0
L 4 2	0	0	0	0	0	0	0	0	0
L 4 3	1.8	0	0	9.0	0	0	(5)	0	0
L 5 1	0	0	0	0	0	0	0	0	0
L 5 2	3.6	0	0	25.2	0	0	(10)	0	0
L 6 1	16.2	0	0	270.0	0	0	(40)	0	0
L 6 2	0	0	0	0	0	0	0	0	0
L 6 3	3.6	0	0	9.0	0	0	(3)	0	0
L 7 1	0	2.3	0	0	11.5	0	0	(5)	0
L 7 2	0	0	0	0	0	0	0	0	0
L 7 3	0	0	0	0	0	0	0	0	0

mmφ の L1, L3, L6 の 1 段目, L2 の 2 段目に地キズがみられた. 32 mmφ の鋼種別の地キズ成績は表 8.4 に示す通りである.

8.2.3 考 察

普通鋼鋼材をベースとした圧延条件を採用して, 棒鋼の圧延を行なったが, 圧延工程および, 製品の表面状況において Ni, Cr 含有の影響は認められなかった.

as roll 材の引張り強さは Ni, Cr の含有により若干増加し伸びは低下する傾向がある. また, 衝撃値は 16°C, 0°C において, 比較材とほとんど変わらなかつたが -25°C では, 4~10 kg m/cm² 高くなり低温衝撃特性が改善された.

以上を総合すると, 普通鋼 (0.01~0.015 C 程度) に 1% 以下の Ni, Cr を添加しても SS 41~SS 50 程度の構造用棒鋼の範囲ではとくに問題がないといえる.

9. 形鋼の製造経過および製造試験結果

9.1 製造経過

120 mm φ ビレット L1~L7 各3本 (合計 21 本) 約 10 t を等辺山形鋼 (70 mm × 70 mm × 6 mm) に圧延し、その圧延時の状況の調査および製品の試験を行なった。

ビレットはスカーフィングによる部分手入を施した後 1,280~1,300°C に加熱を行ない、粗ロール 6 スタンド 6 回パス、中間仕上ロール 5 スタンド 5 回パスによつて圧延され、その仕上温度は 900~915°C であつた。

圧延の状況は供試材に先立つて行なわれた普通鋼の圧延状況と大差なく一般に良好であり、一部中間カリバーでかみ出しがあり、製品にへげ、折込み疵を発生したと、仕上ロールの片寄りのため製品の一方がかみ出し、他方が逆R気味のものが出たが問題になるほどのものではなかつた。

圧延負荷電流は、表 9.1 および表 9.2 に示すように連続スタンド (粗ロール) ではほとんど普通鋼と大差なく、並行ロール、(中間および仕上ロール) において 10~30% の増加が認められたが、それに伴う圧延鋼材

表 9.1 粗ロールにおける圧延負荷電流 (A)

鋼種	第 1 スタンド	第 2 スタンド	第 3 スタンド	第 5 スタンド
普通鋼	160	145	140	100
L 1	150	145	140	100
L 2	150	140	135	100
L 3	145	140	135	100
L 4	145	140	130	100
L 5	140	145	135	100
L 6	145	140	130	100
L 7	145	140	135	100

表 9.2 中間ロールにおける圧延負荷電流 (A)

鋼種	V ₁	V ₂	V ₃	V ₄	仕上
普通鋼	1,100	1,050	900	850	650
L 1	1,200	1,000	1,000	900	700
L 2	1,200	1,200	1,000	900	700
L 3	1,300	1,100	1,100	900	600
L 4	1,300	1,000	1,100	900	700
L 5	1,400	1,200	1,100	900	700
L 6	1,300	1,100	1,200	850	650
L 7	1,400	1,200	1,300	900	650

の幅広がりほとんど差がないので普通鋼と同じ圧下条件で圧延が可能である。

製品の級別判定結果においても L2 供試材にへげの 2 級品が 1 本発生したのみで他は全数 1 級品であり、辺長および厚さの測定結果も JIS に定められた寸法の許容差を十分満足している。

以上の結果 C 量 0.1~0.2% 程度の鋼に Ni, 0.5%, Cr, 1.0% 程度が含有されても形鋼圧延の際の熱間加工性にはほとんど影響がみられないことを確認した。

9.2 形鋼試験結果

第 5 章で述べた試験材の基本的性状のほか特に形鋼について行なつた曲げ試験の概要を示せばつぎのとおりである。

ビレット 21 本の成品から L 方向ウェーブ中心で試験片 (JIS 1号 に準ずる) それぞれ 3 本を採取し、2.0 t, 1.5 t, 1.0 t および密着曲げ試験を行なつた結果 2.0 t, 1.5 t および 1.0 t 曲げについては各鋼種とも亀裂は発生しなかつたが密着曲げでは、表 9.3 に示すごとく 4 鋼種に微亀裂が発生した。

表 9.3 密着曲げ試験による亀裂発生数

	L1	L2	L3	L4	L5	L6	L7
試験数	9	9	9	9	9	9	9
亀裂発生数	0	2	3	0	0	1	3

この結果からこの程度の Ni, Cr の含有が鋼の曲げ加工性を幾分低下させると考えられるが、L4 および L5 には割れの発生が見られないので断定はできない。

9.3 考察

含 Ni, Cr 材の圧延状況は連続スタンドで圧延負荷電流が普通鋼材の圧延の場合とほとんど大差なく容易に成形できた。製品幅および厚さは全数 JIS 許容差内に入つた。(1 級歩留 99.5%)

また、Ni, Cr を 0.25~1.0% 含有することにより製品の引張強さは普通鋼に比し 1~5 kg/mm² 上昇し伸びは同じ位か、やや大きい。曲げ試験では密着曲げにのみ亀裂発生のもので出た程度で良好な成績であつた。

10. 電縫鋼管の製造経過および製品試験結果

10.1 製造経過

八幡製鉄より供給をうけた 120 mm φ × 4,300 mm の鋼片 7 本の表面状況は全数良好で疵の発生はほとんどなく、疵取りを行わずに図 10.1 のフロシートに示す製造工程のとおり流すことができた。

帯鋼圧延に関しては、一般の普通鋼コイルと何ら変わることなく順調に圧延された。ただ、今回の試験では、アプセット量を増大させるため、一般の材料に比較して、両端 1 mm ずつ加えて、トリミング後のコイル寸法を 106.0 mm × 3.2 mm とした。

電縫管の製管条件は、ミルスピードを 10 m/sec, 20

m/sec, 30 m/sec の 3 条件について行なつたが、製管はいずれも、順調で、普通鋼と変わるところがなかつた。また製品 (造管寸法 34.0 mm × 3.2 mm × 5,500 mm) の外観検査、水圧試験は全数合格であつた。熱処理は光輝焼鈍炉を使用し、910°C × 10 min (均熱時間) のノルマライズを行ない、確性試験の際、管材材質におよぼす熱処理の影響も同時に試験することとした。

10.2 製品の試験結果

10.2.1 引張試験

図 10.2 に引張試験結果を示す。

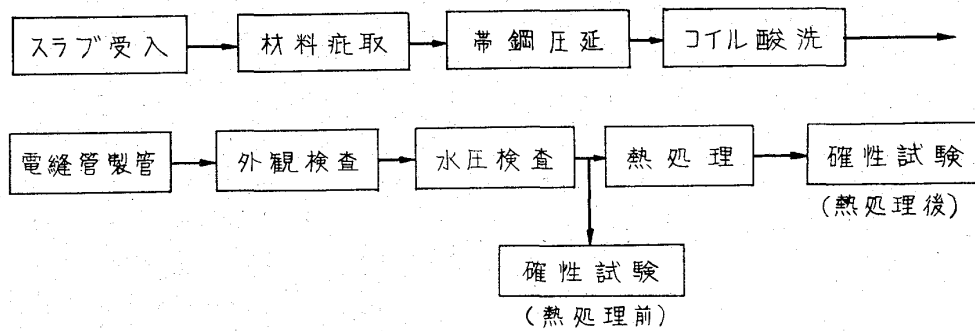


図 10.1 製造工程のフロシート

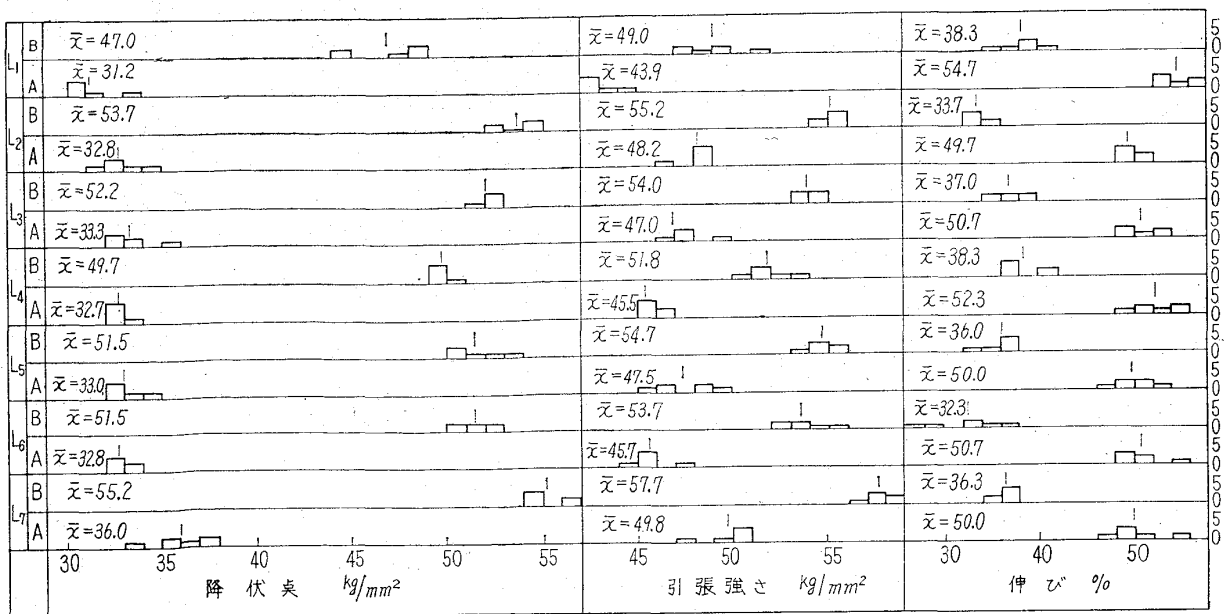


図 10.2 引張試験結果

(注) B: 熱処理前 A: 熱処理後

引張試験値は熱処理により降伏点で 16~21 kg/mm², 引張強さで 6~8 kg/mm² 減少し, 伸びで 13~18% 増加する. 熱処理前の成績で Ni, Cr を 1% 近く含有すると伸びが 30% を割るものが生じ, JIS 規格上問題に

なる. しかし, 熱処理により製品としては問題なく合格する.

10・2・2 硬 さ

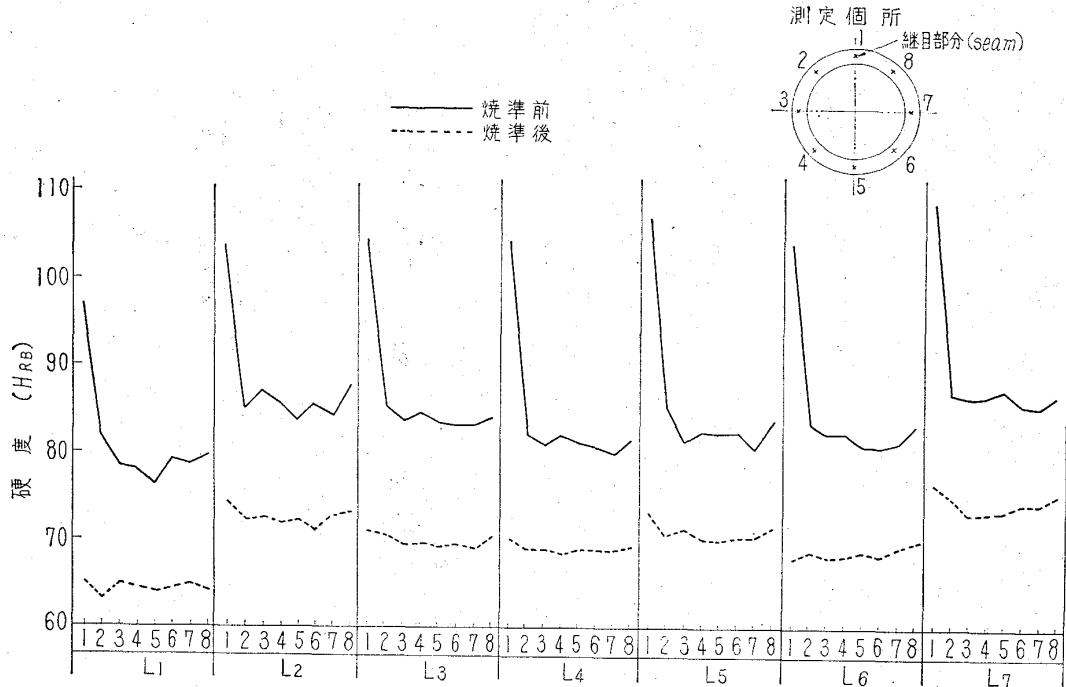


図 10・3 硬度試験結果

(STB30)(STB42)(STB35)
41.1% 47.6% 51.2% 58.2%(STPT35)

Location	Condition	Mean Value	Histogram Data (Frequency)									
			50	60	70	80	90	100				
L1	B	77.8	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
	A	91.9	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
L2	B	73.2	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
	A	91.2	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
L3	B	77.4	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
	A	91.3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
L4	B	78.7	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
	A	90.3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
L5	B	75.8	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
	A	91.2	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
L6	B	79.8	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
	A	91.7	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
L7	B	70.5	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
	A	89.0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	

$$\text{扁平率} \cdot R = \frac{D-H}{D-2t}$$
 R: 扁平率 (%)
 D: 外 径 (mm)
 t: 肉 厚 (mm)
 H: 扁平高さ (mm)

図 10・4 扁平試験結果

図 10・3 に製品の硬度分布を示す. 熱処理前において電縫部の硬さは, 母材部より HR_B で 18~24 高めであり, 特に電縫部では Cr の影響が顕著のようである. 熱処理により硬度は全般にわたり HR_B で 12~14 低下し, かつ, 電縫部の硬度は母材部と変らなくなる.

10・2・3 実用試験結果

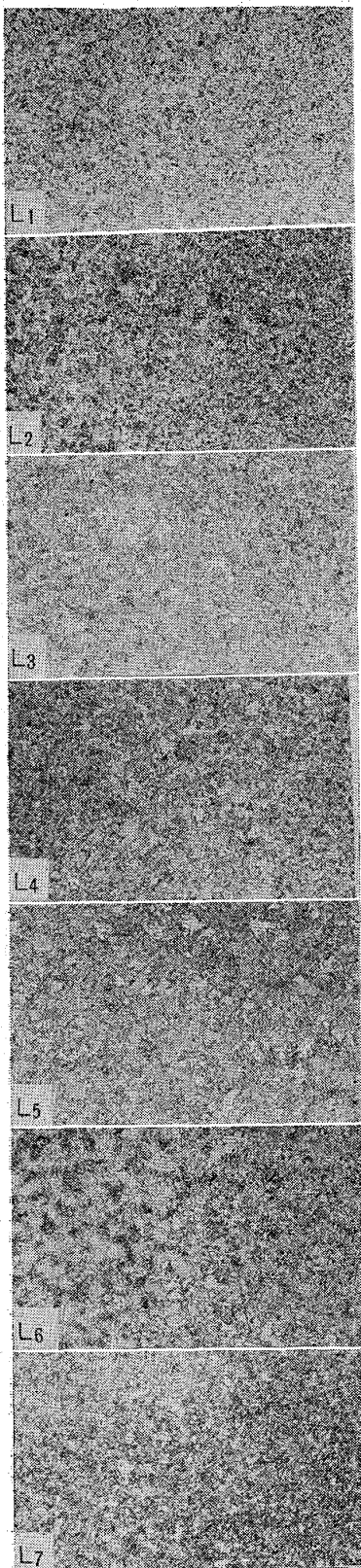
扁平, 押広げ, 曲げ, つば出し, 展開, 縦圧の各実用試験の結果は共に Ni, Cr の影響はみられず, 熱処理により成績は向上している. 縦圧試験は全体として成績は悪かったが, 全種目とも規格外れはなかつた.

扁平試験, 押広げ試験のデータを図 10・4 および図 10・5 に示す.

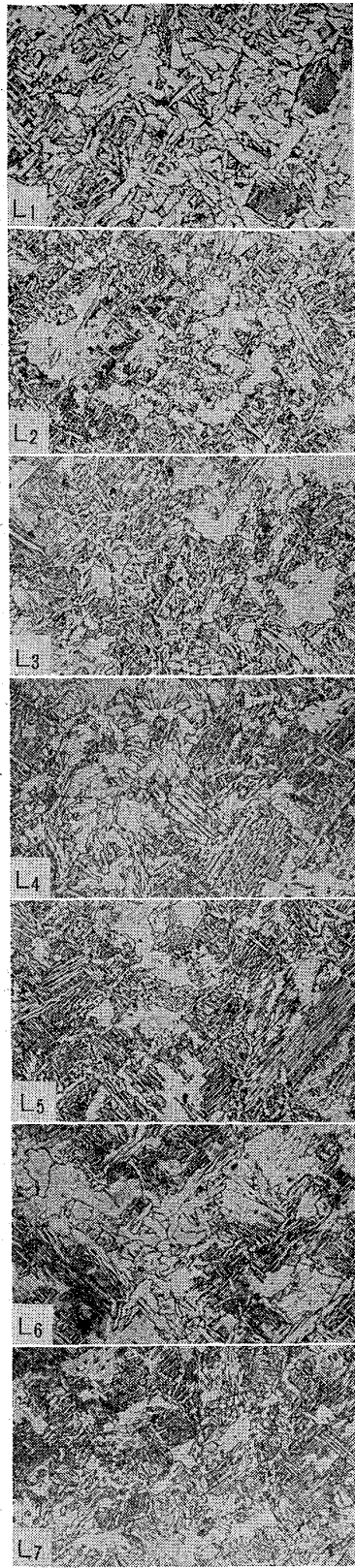
10・2・4 電縫管のミクロ組織

写真 10・1 に熱処理前の電縫部 (100 倍および 500 倍) と母材部 (100 倍) の組織を示し, 写真 10・2 に熱処理後の電縫部および母材部 (いずれも 100 倍) の組織を示した.

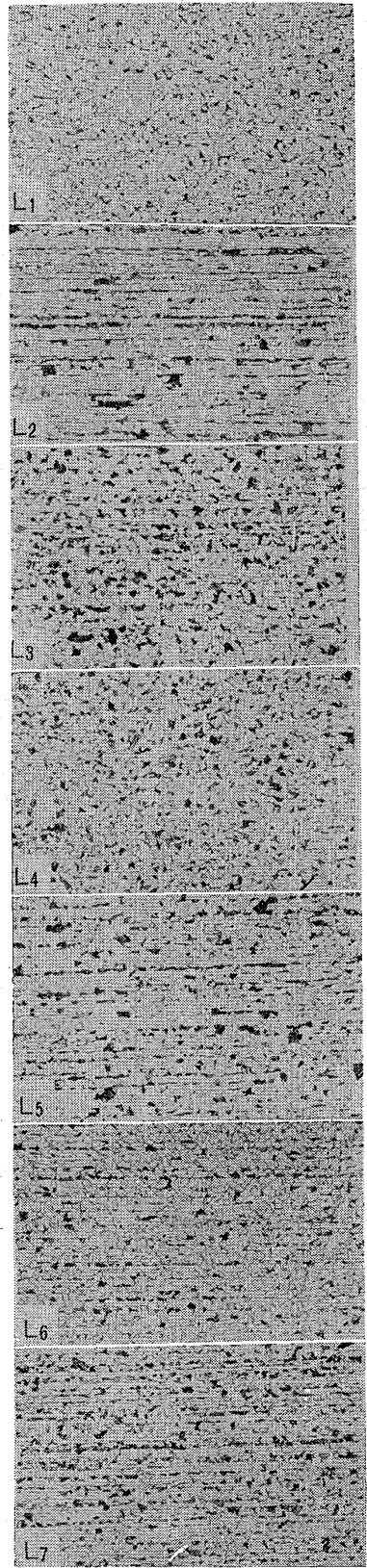
電縫部の組織は電縫時の急速高温加熱と急速冷却の影響を受けていずれもウイッドマンステッテン状組織



電 縫 部 × 100 (1/2)



電 縫 部 × 500 (1/2)



母 材 部 × 100 (1/2)

写真 10・1 顕微鏡組織 (焼準前)

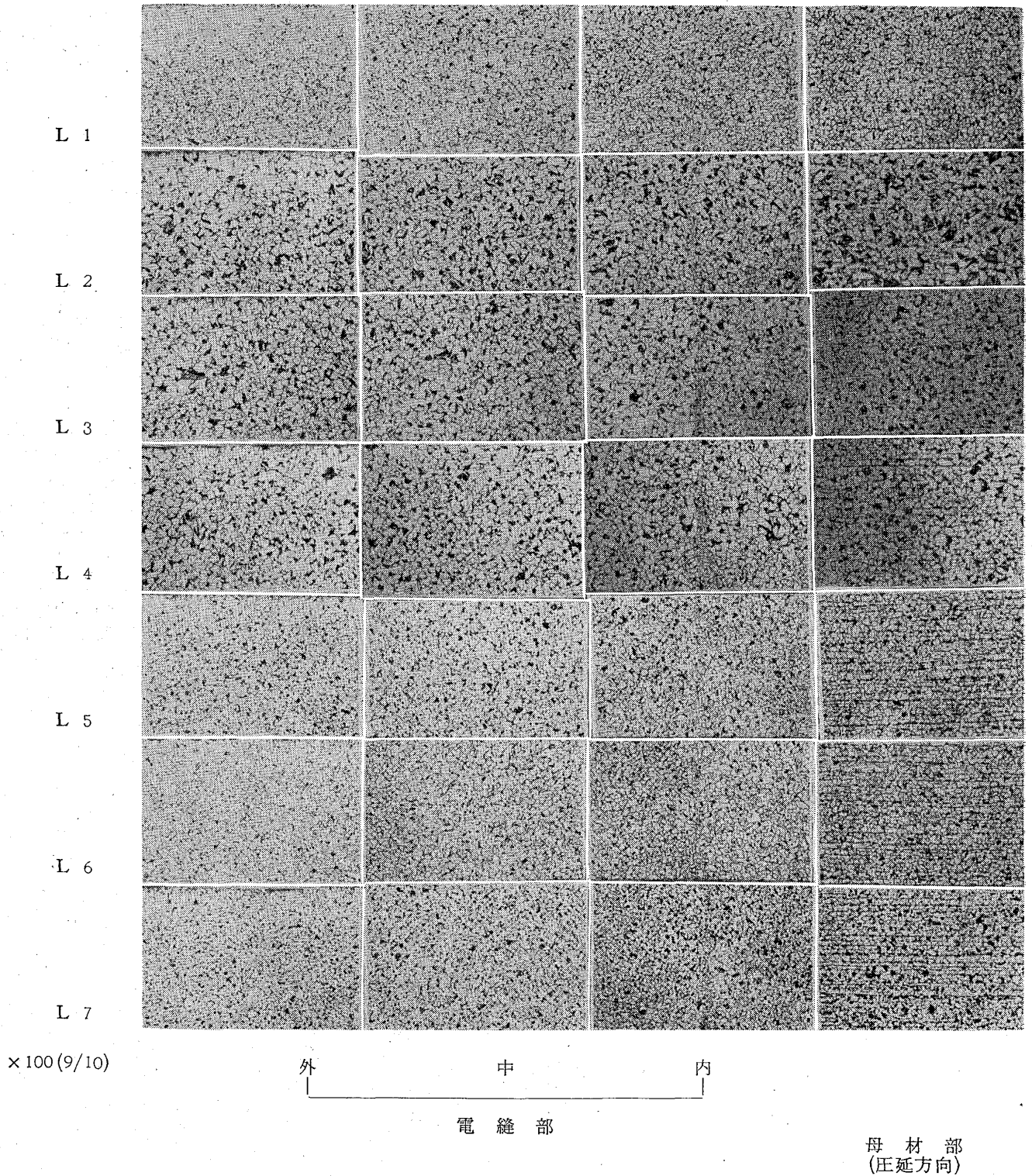
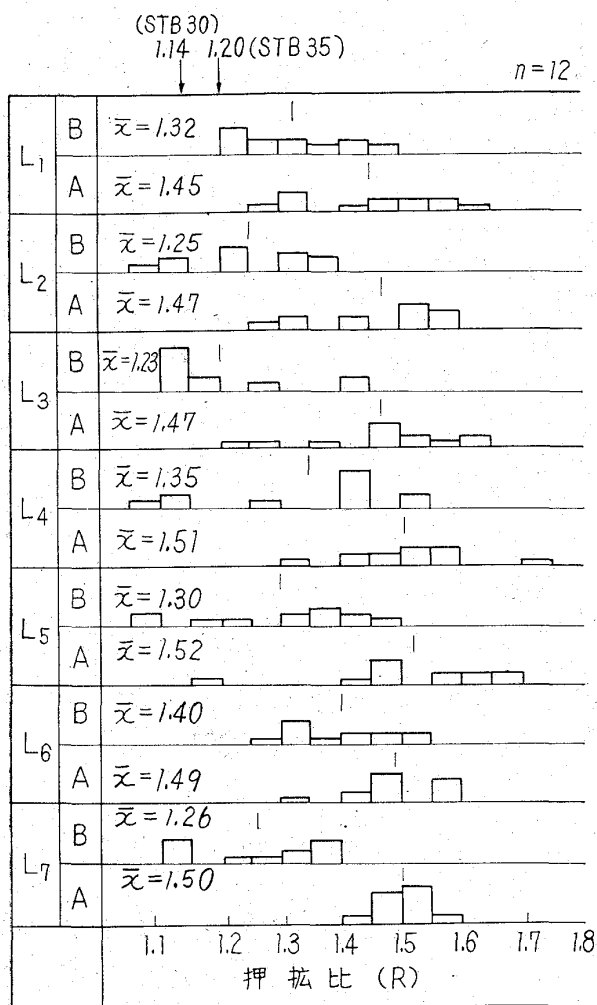


写真 10・2 顕微鏡組織 (焼準後)



$$\text{押 拵 比 } R = \frac{D'}{D} \quad \begin{matrix} D: \text{押拵前の外径 (mm)} \\ D': \text{押拵後の外径 (mm)} \end{matrix}$$

A: 熱処理前 B: 熱処理後

図 10.5 押拵試験結果

を呈し、普通材 L₁ は F+B+M の組織でフェライトが析出し微量のマルテンサイトであるが Ni, Cr 含有材 (L₂~L₇) は B+M の針状組織で普通材に比べマルテンサイトの発生量は多く Ni, Cr の添加の影響がでている。熱処理により電縫部の熱影響をうけた焼入組織および中間組織は消滅し、F+P の整粒組織となつている。

10.3 考 察

今回の試験材程度の Ni, Cr 含有量 (max Ni, 1.07%, Cr 0.88%) では、帯鋼圧延、電縫管造管作業を通じて問題なく、普通鋼材のものと同様な材質の管材を得ることができた。

ただ、Ni, Cr の影響により引張強さ、降伏点が増加し、伸びが減少し、特に電縫部は焼入組織になるため硬度の増加が大きく、加工性を要求されるものは、熱処理が必要である。

熱処理 (910°C×10 min 焼準) を施した結果、Ni, Cr 含有の影響は非常に少くなり、特に実用試験成績 (押拵、扁平など) は向上し、組織も整粒化され、ボイラー・チューブとしても十分使用可能である。

11. 継目無鋼管の製造経過および製造試験結果

11.1 製造経過

八幡製鉄より供給をうけた4.4t鋼塊7本の表面状況は軽微な疵が各鋼塊とも認められたが、概して良好な鋼塊性状を示した。鋼塊の疵発生部分は、スカーフィングにより疵取りを施行したが割れ発生の懸念はなかつた。4.4t鋼塊は均熱炉に冷塊装入し、260mm×235mm×4,200mm×2本取の寸法に分塊圧延を行なつた。分塊は通常のカールド鋼塊圧延パススケジュールによる15回パスで圧延は順調であつた。

次いで、ブルーム14本全数を120mmφに圧延した。Top Bloomは1,820mmに、Bottom Bloomは1,780mmの寸法に切断の後、丸鋼を120mmφ→113mmφに外削を実施した。

最後に、ステイフェル、マンネスマン製管工場を表11.1に示す製管工程通り2種類の継目無鋼管の製管を行なつた。管材寸法および、製管寸法は表11.2に示すとおりである。

製管成績を表11.3に示したが製管状況について、特に問題はなく、製管性も普通鋼と同様良好であると判断される。

表 11.1 製管工程

100 A	加熱炉→ピアサー→プラグミル→ リーラー→
40 A	加熱炉→ピアサー→プラグミル→ リーラー→サイザー→再加熱炉→ レデューサー

表 11.2 管材および鋼管の寸法

記号	管 材	鋼 管
100 A	113 mm φ ×1,820 mm	114.3 mm φ ×4.5 mm ×5,500 mm
40 A	113 mm φ ×1,780 mm	48.6 mm φ ×3.5 mm ×5,500 mm

11.2 鋼管の引張試験値および硬度

図11.1に鋼管の引張試験値、硬度(平均値)を示す。

40 A 鋼管では、Ni, Cr を添加した材料は as roll 材で

降伏強さ 43~48 kg/mm²

表 11.3 製管成績

記号	外 径 m/m	肉 厚 m/m	製管本数	ミスロール	検 査 数	材 料 疵	手 入 込 合格本数	穿孔温度 °C	仕上温度 °C
L 1	114.3	4.5	9		18		18	1,193	627
L 2	114.3	4.5	8		16	1	15	1,195	614
L 3	114.3	4.5	9		18		18	1,208	628
L 4	114.3	4.5	9		18	1	18	1,196	611
L 5	114.3	4.5	9		18		18	1,203	613
L 6	114.3	4.5	9		18		18	1,188	624
L 7	114.3	4.5	8		16		16	1,188	611
L 1	48.6	3.5	10	1	54		54	1,189	684
L 2	48.6	3.5	10		60		60	1,191	673
L 3	48.6	3.5	10		60		60	1,205	677
L 4	48.6	3.5	10		60		60	1,201	681
L 5	48.6	3.5	10		60		60	1,197	682
L 6	48.6	3.5	10		60		60	1,200	688
L 7	48.6	3.5	10		60		60	1,203	690

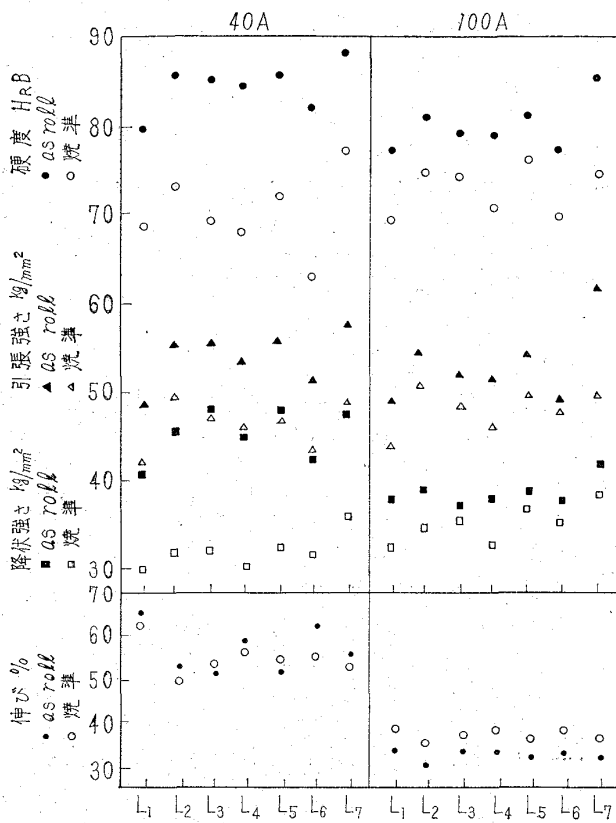


図 11.1 引張試験成績，硬度(平均値)の比較

引張強さ 51~58 kg/mm²
 伸び 51~62%
 硬 度 82~88 HRB

であり，普通材 L1 に比べて降伏強さ，引張強さについて，約 6 kg/mm²，硬度約 5 HRB 高く，伸びは約 10% 小さい。焼準を行なうと，普通材 L1 に比し降伏強さ約 2 kg/mm²，引張強さ約 4 kg/mm²，硬度は約 2~3 HRB の増加量に軽減される。すなわち，as roll 40 A 鋼管については，Ni, Cr 含有の影響により降伏強さ，引張強さ，硬度は増加し，伸びが減少したが，焼準を行なうと，Ni, Cr 含有の影響は軽減された。

100 A 鋼管の as roll 材は降伏強さ，伸びについては Ni, Cr の影響は見られないが引張強さについては 3~5 kg/mm² 硬度については約 3 HRB 程度 Ni, Cr の影響により高くなる。焼準を実施すると Ni, Cr の影響は軽減されるが，この傾向は 40 A 鋼管に比し少ない。すなわち，100 A 鋼管は 40 A 鋼管に比べて Ni, Cr 含有の影響と焼準の影響が小さい。

引張試験成績，硬度については低温度での加工度が大きいレデューサー仕上の影響について Ni, Cr 含有の影響が特に大きい傾向が認められた。

11.3 扁平，押広げ，ツバ出し，縦圧，曲げ試験

11.3.1 扁平試験成績

	as roll 材	焼準材	JIS 規格
40 A	4.1~7.3 t	2.0~3.9 t	<8.34 t
100 A	2.1~6.3 t	2.0~2.7 t	<11.25 t

いずれも JIS 規格 (STPG 35, STS 35, STP T 35, STB 30, 33, 35) に合格しており Ni, Cr 含有量による影響もほとんど認められない。

11.3.2 押広げ試験成績

STB 33, 35, 42 の JIS 規格の 1.2 D 以上にいずれも合格しており，Ni, Cr 含有量が高くなつても成績が低下する傾向は認められない。

11.3.3 ツバ出し試験成績

JIS 規格 (STB) の 40 A 1.32 D, 100 A 1.18 D の試験条件で割れの発生は見られず，全数合格であつた。

11.3.4 縦圧試験成績

JIS 試験条件で，割れの発生は見られず，全数合格であつた。

11.3.5 曲げ試験成績

JIS 試験条件で，割れの発生は見られず，全数合格であつた。

11.4 鋼管のミクロ組織

鋼管縦断面の顕微鏡写真を写真 11.1 に示す。40 A 鋼管の as roll 材では加工方向に伸びた組織を呈している。100 A 鋼管では as roll 材でも加工歪の残存は組織上からは認められない。Ni, Cr を含有した材料の一部のものは L1 に比べてフェライト粒度が若干粗くなっているが，Ni, Cr 含有量に対して一定の傾向は認められず Ni, Cr 影響であるかは判断しがたい。

11.5 考 察

分塊鋼片，圧延丸鋼の表面状況，圧延歩留，製管時における材料疵の発生傾向など製造面において，Ni, Cr 含有材が普通材に比して，特に問題となる点は何ら見られなかつた。

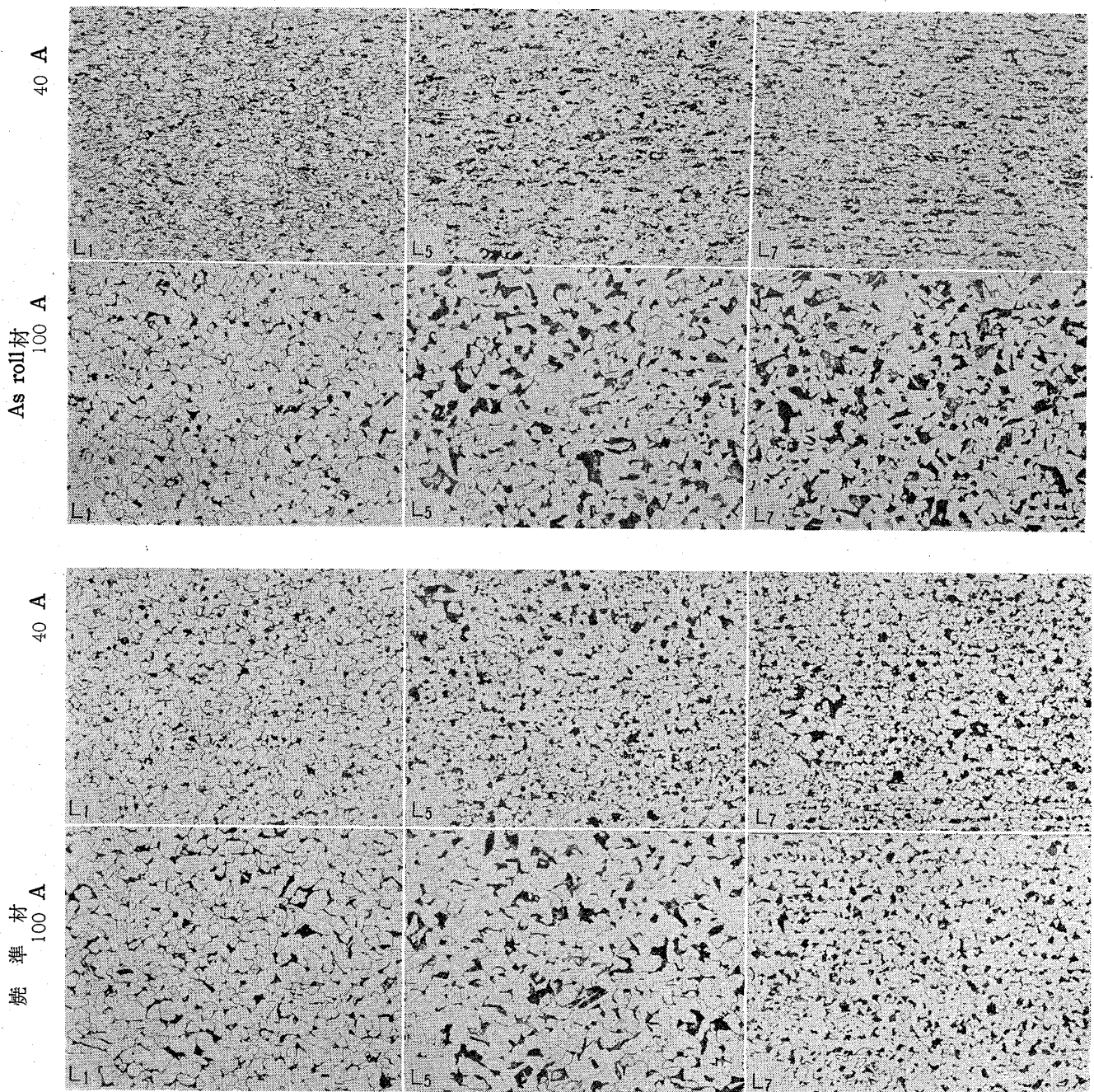


写真 11・1 鋼管縦断面のマイクロ組織 (代表例) ×200(1/2)

鋼管の機械的性質は、Ni, Cr の増加により、降伏点、引張強さ、硬度の増大が認められた。

この傾向は as roll でも熱間仕上温度の高いサイザー仕上の場合には少ないが、熱間仕上温度の低いレデューサー仕上の場合顕著で、さらに、伸びの低下する傾向が同時に認められた。この傾向は焼準により軽減される。し

たがって、軟かで加工性の良いことを要求される用途の製品に対しては C, Si などの成分の調整熱処理の選択などが必要となることが考えられる。

なお、扁平、押広げ、ツバ出し、縦圧の実用試験成績は、いずれも良好で、Ni, Cr の影響は特に認められなかった。

12. 結 言

以上主として、低炭素熱間圧延鋼材におよぼす微量ニッケルおよびクロムの影響について考察したが、この程度のニッケル、クロムを含有する鋼では、基本的性状におよぼす悪影響はなく、また、厚板、線材、棒鋼、型钢、電縫鋼管、継目無鋼管の製造上の問題もなく、むしろ機械的性質には好影響をあたえている。しかし、特に上記の鋼材で軟質を要するものおよび薄板製品については問題が残っている。

また、本試験は試験溶解においてニッケルおよびクロムの人為的添加によつて行なわれたものであり、またキルド鋼材に関する調査結果である。ゆえに本試験はラテライト鉍処理の予備的な試験として、ラテライト鉍処理による鋼材の諸性質を類推する資料の一部を得たものとする。

本部会としては今後ラテライト鉍処理の体系を確立し、当面の課題と長期的な課題との区別を明らかにして討議を重ねることも必要であろう。すなわち、ラテライ

ト鉍に含有されるニッケルおよびクロムその他有価金属の活用という観点から鋼材に対する微量元素の影響を明らかにし、さらに将来の長期的な課題としてはニッケル・クロム完全分離による鉄資源対策を立てる必要がある。なお、ラテライト鉍を大量に処理するにあつてはニッケル、またはクロムの富化された大量スクラップ循環のスクラップ汚染対策も考慮する必要がある。

終りに本部会運営について絶大な御支援をいただいた関係官庁および各社に感謝すると共に、前記の共同研究にあたり煩雑な経理、膨大な試験研究に直接従事された方々に厚く感謝の意を表する次第であります。

3. 「試験計画の概要」にのべたごとく試験計画に当っては最初に既往の内外に諸文献を調査検討の上、立案したが、その文献調査について概要を次ページよりのべる。

(付) 文献調査

1. 鋼材の性質におよぼす微量 Ni の影響について

1.1 緒言

Ni は周知のごとく、特殊鋼においては最も有効な合金元素の一つとして相当量添加され、これが鋼の諸性質におよぼす影響についても極めて多くの研究発表があるが、普通鋼において、不純物程度に含有される Ni の影響についてはほとんど研究されていない。これは従来の製鋼法において特殊鋼屑は貴重なものとして普通鋼屑と区別して使用されてきたために、普通鋼に含まれる Ni の量が問題となる程度まで増加しなかつたことによるものと考えられる。鋼は銑鉄と多種多様の屑鉄を原料として精錬されるが、銑鉄には原料鉱石に応じた種々の金属元素が含まれているし、屑鉄には仕分け不十分なために非鉄金属を挾雑する場合があります、このため普通鋼には常に多少の不純金属元素が含まれてくる。Ni は製鋼過程における回収率が 100% に近く、装入原料中の Ni はほとんど完全に鋼中に残留するが、従来炭素鋼中の Ni は平均として 0.05% 程度であり、造塊、圧延上の問題もなく、鋼材の諸性質におよぼす影響も無視しえた。

しかしながら将来ラテライトが製鉄原料として使用された場合を考えると、ラテライトは鉄よりも還元速い Ni を 0.2~1.3 含有しており、これが 100% 銑鉄中に入るため鋼に不純元素として含有される Ni がかなり増加する。このため微量 Ni が普通鋼の性質におよぼす影響を把握しておくことが必要である。

1.2 状態図におよぼす影響

Ni は γ -Fe には全率固溶し、 α -Fe には C 量に関係なく 10% まで固溶する。Ni は γ 相領域を拡大する元素であり、この作用は Cu と同程度、Mn の約 2 倍である。共析温度、共析炭素濃度とも Ni の添加によつて減少するが、共析炭素濃度におよぼす影響は非常に弱い。Ni は A_{c3} 点を低下させ、この作用は C のおよそ 1/10 であり、0.01% Ni は A_{c3} 点を 0.22°C 下げる。また Ni は Mn, Cr, Mo と同じく M_s 点を著しく低下させる。

1.3 熱間圧延作業特性におよぼす影響

Ni, Co, Mo はバーニングの傾向を増加させ、Cu, Si, Cr, W などはこれを防止するとの報告もあるが、実際には均熱温度はほとんど C% のみを考慮して定められている。Cu, Sn, As などは加熱時の選択酸化によつて鋼材表面に富化し、以後の圧延、鍛造のさいひび割れ疵の発生原因となるが、Ni はこの富化層の融点を上昇させ、Ni の含有はひび割れ疵発生防止に好影響をあたえる。一方 Ni 含有鋼は雰囲気から S を吸収して表面に低融点の硫化物を生じやすく、このため硫黄分の多い雰囲気中で加熱されるときは Ni 圧延表面疵の原因となる。Ni の高い鋼は高温で密着性に富んだ酸化被膜を生じ、0.1% 以上含有する場合酸洗で熱間圧延の酸化被膜を完全に除去することが困難となり、後の錫メッキ工程などに好ましくない影響をあたえるといわれている。

1.4 機械的性質におよぼす影響

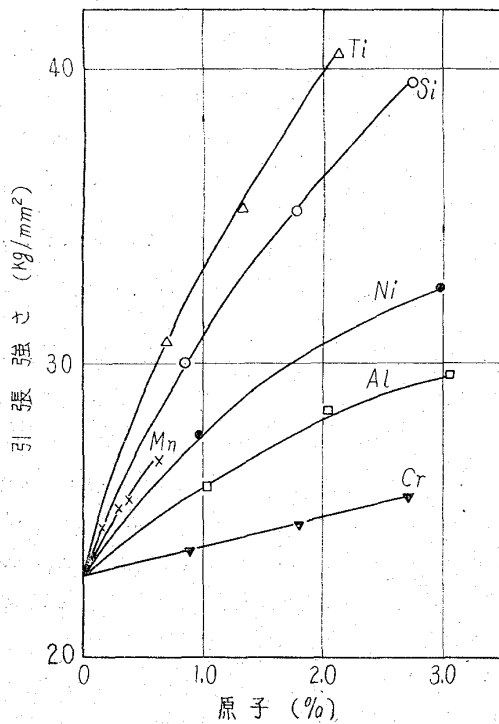
合金元素がフェライト+パーライト組織を有する普通鋼におよぼす影響はつぎの 3 つの面から考えられる。

- (i) オーステナイトの変態速度におよぼす影響
- (ii) フェライトにおよぼす影響
- (iii) セメントナイトならびに特殊炭化物の生成におよぼす影響

Ni は Mn や Cr に比べてオーステナイトの変態速度におよぼす影響は小さく、また Si や Cu などと同じくセメントナイトに固溶することなく、独自の特殊炭化物もつぐらないから、Ni が鋼の機械的性質におよぼす影響は主としてフェライトの性質変化によつてもたらされるものと考えられる。

1.4.1 フェライトの降伏点ならびに引張り強さにおよぼす影響

LACY と GENSAMER¹⁾ は $C < 0.01\%$, 0.005% Mn, 0.06% Si, 0.009% P, 0.018% S, 0.005% Cu のベースに種々なる合金元素を添加して系統的に実験し付図 1 に示す結果を得ている。合金元素 x 原子%添加のときの



付図1 合金元素量と引張強さの関係

引張り強さ TS と純フェライトの引張り強さ TS₀ との間には

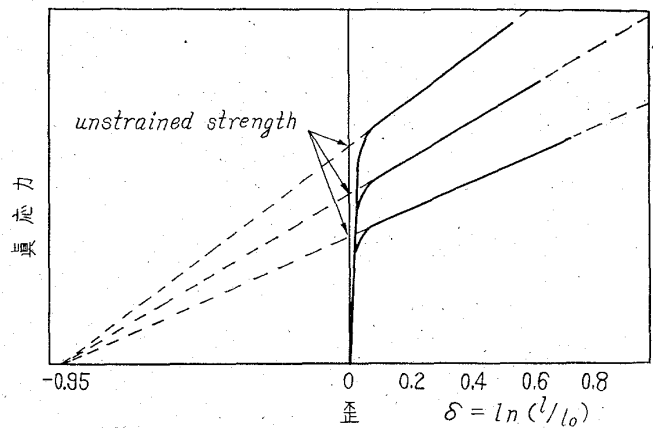
$$TS - TS_0 = Kx^n$$

$$\log (TS - TS_0) = \log K + n \log x$$

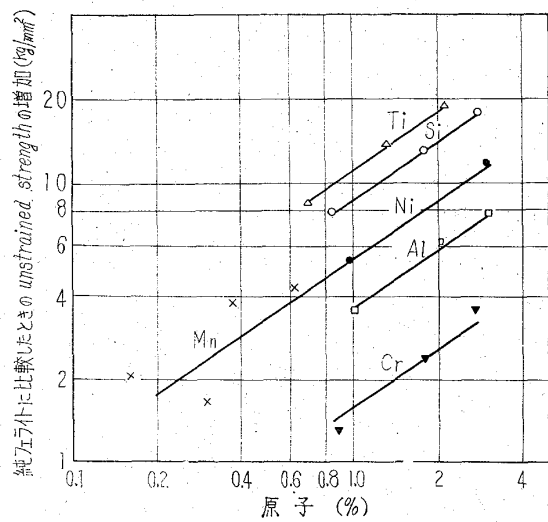
なる関係式が成立し、n は全ての合金元素に対し同一で 0.75 であり、K は添加元素の強化効果の程度を示す値であつて元素の種類によつて定まる定数である。彼らのデータによれば Ni は Si や Mn よりやや小さいが Cr の約 4 倍の強化効果をもち、1 原子 % の添加によつて 4 kg/mm² 程度上昇することがわかる。合金元素がフェライトの降伏点におよぼす影響は、引張り強さにおよぼす影響とほとんど同一である。

1.4.2 フェライトの加工硬化性におよぼす影響

LACY と GENSAMER²⁾ の研究結果によれば、真応力-歪曲線の直線部分の延長は付図 2 に示すごとく、歪軸を -0.95 で切ることが明らかになつた。したがつて同延長直線が応力軸を切る点の高さを unstrained strength とすれば、この unstrained strength は材料の加工硬化性に比例することになる。付図 3 は unstrained strength と合金元素量との関係であるが、フェライトの降伏点、引張り強さに強い影響をおよぼす元素ほど加工硬化率を増加させる傾向が大きいことがわかる。加工



付図2 適当な濃度範囲の合金鉄に対する真応力-歪曲線



付図3 合金元素と unstrained strength の増加との関係

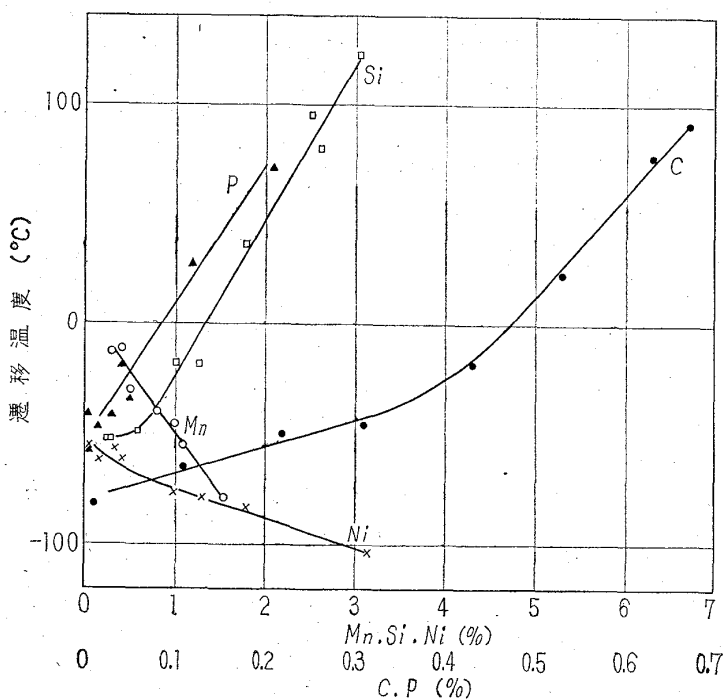
硬化性におよぼす Ni の影響は Mn と等しく Cr の約 3.4 倍である。

1.4.3 フェライトの疲労限におよぼす影響

研磨した丸棒での実験によれば疲労限は引張り強さのおよそ 50% であることが経験的に知られている。EPREMIAN と NIPPES²⁾ が合金フェライトで実験した結果によれば、フェライトの疲労限は Ni の添加によつて上昇するが、疲労限の引張り強さに対する比率は Ni 添加量が増加してもほとんど変化しない。

1.4.4 鋼材の切欠靱性におよぼす影響

RINEBOLT と HARRIS³⁾ は 0.30% C-1.0% Mn 鋼をベースとし、これに種々なる量の合金元素を添加してその衝撃遷移温度におよぼす影響を調査した。付図 4 は彼



付図 4 衝撃遷移温度におよぼす化学成分の影響 (15 ft-lb)

らのデータから作成したものであるが、C, Si, P は強く遷移温度を上昇せしめ、Mn, Ni はこれを低下させることが示されている。Ni はとくに低温での靱性を改善する効果が大きく、低温用鋼には多量の Ni が添加されたものが多い。

1.4.5 溶接性におよぼす影響

溶接部の亀裂発生には鋼の切欠靱性と硬化能が影響するが Ni はすでに述べたように鋼の衝撃遷移温度を低下させる元素であり、溶接試験片について行なわれた研究^{4),5)}の結果でも Ni は遷移温度を低めると報告されている。一方硬化能におよぼす効果は小さく、鋼材の溶接割れ感受性の表示として使われている等価炭素量 Ceq の

計算式では Ni 効果は Mn, Cr, Mo などのおよそ 1/3 とされている⁶⁾。これらのことから微量の Ni は普通鋼の溶接性にほとんど影響しないものと考えられる。

参考文献

- 1) C. E. LACY & M. GENSAMER, Trans. Amer. Soc. Metals, 32 (1944), p. 88~110
- 2) E. EPREMIAN & E. F. NIPPES, Trans. Amer. Soc. Metals, 40 (1948), p. 88~105
- 3) J. A. RINEBOLT & W. J. HARRIS, Trans. Amer. Soc. Metals, 43 (1951), p. 1, 175~1, 214
- 4) A. B. KINZER, Welding J., 27 (1948), p. 217~234
- 5) C. M. OFFENHAUER & K. H. KOOPMAN, Welding J., 27 (1948), p. 234~252
- 6) 溶接データブック

2. 鋼材の性質におよぼす Cr の影響について

2.1 緒言

Cr は鋼の諸性質、とくに耐食性、耐酸化性、高温強度、焼入性、耐摩耗性などの向上のための有効な元素として添加され、その合金範囲は使用目的に応じてきわめて広い範囲にわたっている。これらに関する報告はきわめて多数あるが、以下では主として 1% 以下の Cr が鋼材におよぼす諸影響に関する文献について述べる。

1940 年以前の文献は、KINGEL¹⁾ によつてくわしく集録されているので、これより二、三引用するに止め、それ以後の文献を調査の対象とした。

2.2 変態の諸特性におよぼす Cr の影響

Fe-Cr, Fe-C-Cr 各系状態図については数多くの研究があり、その主要な結果は HANSEN²⁾, FORGENG³⁾, BAIN⁴⁾ によつて総括されている。Fe-C-Cr 系状態図の特徴は

Crの増加とともに共析温度は上昇し、その組成が低炭素側に移行し、 A_3 変態点は低炭素域ではCrの少ない場合は一旦低下し、さらにCrが多くなると上昇することである。大竹⁵⁾は0.1% Cおよび0.6% C鋼、KENNEFORD⁶⁾は0.35% C実用鋼にCrを添加した場合の影響を調べ、0.1% C鋼で0.8~2.4°C/0.1% Cr、0.6% C鋼で3.2~6.0°C/0.1% Crの割合で変態点の上昇することを報告している。また、KENNEFORD⁶⁾は A_3 変態点における体積縮量がCrの増加によつてかなり大きくなることを明らかにしている。なお、変態点についてはKINGEL¹⁾も数多くの測定結果を記載している。

低合金鋼のマルテンサイト形成温度(Ms点)、ベイナイト形成温度(Bs点)はCr含有量の増加とともに低下するが、その大きさはMs点ではCr 1%につき約28°C⁷⁾、39°C⁸⁾、22°C⁹⁾、17°C¹⁰⁾、Bs点では70°C¹⁰⁾と報告されている。

Crは鋼の焼入性を増すが、俵¹¹⁾は0.3% C鋼の上部臨界冷却速度におよぼす影響を、GROSSMAN¹²⁾、CRAFT¹³⁾、KRAMER¹⁴⁾らは亜共析鋼の焼入性倍数を、AUSTIN¹⁵⁾、JATOZAK¹⁶⁾は過共析鋼に対するそれを求めている。亜共析鋼では焼入性を著しく増す点で一致した結果が得られているが、過共析鋼の結果は一致していない。木原¹⁷⁾は0.16% C-1.1% Mn鋼の焼入硬化性をJomig一端焼入性試験によつて求め、Crを0.4%以上含有するとその焼入硬化性はかなり大きくなることを示し、また大竹は0.1% C、0.6% C鋼に同様の試験をおこない、0.1% C、鋼では0.13%以上のCrの添加でかなり急激な焼入性の増加が認められたことを報告している。

焼入鋼の焼もどし過程におよぼすCrの影響、とくに、マルテンサイトの分解温度、炭化物の析出温度についてKENNEFORD¹⁸⁾、焼もどし軟化阻止作用をBAIN⁴⁾、AUSTIN¹⁹⁾、IRVINE²⁰⁾、また焼もどし硬度の推定式をJAPPE²¹⁾、GRANGE²²⁾が報告し、焼もどし反応の遅滞、硬度の増加を認めている。また佐藤²³⁾、²⁴⁾はCrの他、鉄および炭化物への分配係数、焼鈍状態図を明らかにし、DEVENPORT²⁵⁾、今井²⁶⁾は等温度変態曲線への影響を明らかにしている。

2.3 機械的性質におよぼすCrの影響

2.3.1 硬度、引張り性質

Fe-Cr二元素の各種組織における硬度はADCOCK²⁷⁾によつて測定され、75% Crまで漸次増大する。しかし3%以下のCr含有材についてさらに詳細に求めた結果

では必ずしも単調な強度上昇は認められていない。AUSTIN²⁸⁾はC含有量0.02%の鉄へのCr添加の影響を調べ、焼鈍の場合には1% Crまでは鉄を軟化すること、急冷の場合には0.5%まで軟化し、これ以上で急激に上昇することを報告し、EDWARDS²⁹⁾もC量0.025%以下の鉄でCr 1.15%までの添加で、降伏点、抗張力とともに低下したことを報告している。さらにGENSAMER³⁰⁾は鉄の固溶強化、および歪硬化速度に与える合金元素の影響を調べ、Crの影響は他元素に比して小さいが、抗張力はCrの増加とともに増大すること、降伏点は1.75% Crまではほとんど変化せず、これ以上でやや増加すること、歪み硬化割合におよぼす影響はフェライトの引張り強さに強い影響を与える元素ほど大きいことを明らかにしている。

木原³¹⁾は0.16% C-1.1% Mn鋼の圧延のままおよび焼ならし状態における1%までのCrの引張り性質におよぼす影響を調べ、その抗張力は圧延のまま、3 kg/mm²/1% Cr、焼ならしでは5.7 kg/mm²/1% Crの割合で直線的に増加し、伸び、絞りは減少すること、しかし降伏点にはCr量1%まではほとんど影響の認められないことを報告している。また鈴木³²⁾は0.14% C-1.1% Mn鋼に0.16、0.33、0.50、0.71、0.92、1.39%のCrを添加し、焼ならしならびに焼入焼もどし状態における引張り性質を調べ、焼ならしの場合、抗張力は17 kg/mm²/1% Crの割合で増加し、降伏点は1%まで変化なく、延性値はかなり減少すること、また焼入、焼もどしでは焼ならしとは傾向をこととし、抗張力、降伏点ともにCrの増加とともに増し、一方延性値の減少は焼ならしの場合ほど著しくないことを報告している。

このほか、SIMS³³⁾は0.2% C-1.37% C Mn鋼、RINEBOLT³⁴⁾は0.3% C-1% Mn鋼への影響を調べ、0.6~1% Crまでは降伏点に影響を与えないこと、また大竹⁵⁾は0.1% C、0.6% C鋼、JONES³⁵⁾はリムド鋼へのCr添加の影響を調べ同様の傾向を確認している。SHEPERS³⁶⁾はConakry 鉱石使用に際しての0.13%以下のCrの影響は鋼の炭素含有量、および冷却条件によつて変化するが、普通鋼のフェライト・パーライト組織に対しては1%までのCrの添加は抗張力を増大し、降伏点にはほとんど影響を与えず、伸び、絞りをやや減少すると考えられる。

2.3.2 衝撃値、遷移温度

木原³¹⁾は0.16-1% Mn鋼の圧延ならびに焼ならし材の v_{Tr15} 、 v_{Trs} 、 v_{Tre} におよぼす1%以下のCr

の影響を調べ、Cr 1% について、vTr 15 は圧延材で 20°C、の上昇、焼ならし材では変化なく、vTrs は圧延材で 12°C、焼ならし材で 18°C 高くなることを報告している。鈴木³²⁾は 0.14% C-1% Mn鋼の vTr15 は焼ならし状態で 40°C/1% Cr の割合で直線的に上昇し、焼入・焼もどしでは 1% まではその上昇は比較的小さいことを明らかにしている。Sims³³⁾は 0.2% C-1.37% Mn 鋼に Cr を添加した場合、23°C における衝撃値は 0.28% の Cr の添加でかなり低下することを示し、RINEBOLT³⁴⁾は 0.3% C-1% Mn 鋼で vTr 15 は Cr 量約 0.5% まで影響が認められず、それ以上の添加量で高くなり、いずれも衝撃性質の悪くなることを示している。これに対し、大竹⁵⁾は 0.1% C 鋼および 0.6% C 鋼でいずれの場合にも少量の Cr 添加は衝撃値を高め、vTr 15 を低下せしめることを認めている。

機械的性質とくに衝撃性質は組織感受性の高い性質であり、単に合金元素の添加量のみでその影響を論ずることは困難であり、組織との関連性が十分に検討されねばならないが、この点の詳細に関する報告は少ない。

このほか、焼入・焼もどし低合金鋼材の衝撃性質におよぼす Cr の影響について齋藤³⁸⁾、FRENCH³⁹⁾、TABER⁴⁰⁾らの研究があり、さらに門間⁴⁾、SCHRACHER⁴³⁾、HULT-GREN⁴³⁾は焼もどし脆性との関係を述べている。

2.4 加工性におよぼす Cr の影響

合金元素の影響についての総括的な報告⁴⁴⁾によれば、Cr は冷間加工性に対し P.S.C について悪い影響を与え、冷間曲げ、深絞り性質をかなり劣化することが示されている。三橋⁴⁵⁾は軟鋼板のエリクセン値におよぼす影響を調べ、Cr 0.1% の添加でエリクセン値は 38% の低下を示したことを報告している。大竹⁵⁾は 0.1% C 鋼の冷間加工性におよぼす Cr の影響を調べ、引抜きに際しての引抜き荷重および硬度増加率は Cr の含有により大きくなること、冷間圧延材の再結晶温度は Cr 含有量とともに高くなることを報告している。また、AUSTIN⁴⁶⁾は鉄に 0.5% の Cr を添加した場合、冷延後の再結晶軟化温度がかなり高くなることを認めている。SHEPERS³⁶⁾は Conakry 鉱石を使用した場合、製品によつては 0.13% C 以下の Cr の含有によつても冷間加工性が著しく悪くなった場合が認められたことを報告している。

JONES⁵⁾は 0.06% C-0.3% Mn リムド鋼に 0.027~0.44% の Cr を添加し歪時効におよぼす影響を検討し、Cr 添加によつて歪時効をある程度抑制することはできるが、0.44% の添加によつても完全に阻止することは

困難であつたと報告している。

そのほか機械加工性は Cr の含有により多少悪くなることが示されているが³⁰⁾⁴⁴⁾変形抵抗、シーム、スケールまたは脱炭表皮の生成など熱間加工性に対しては 2% までの Cr はほとんど影響を与えないとされている⁴⁴⁾⁴⁷⁾。

2.5 溶接性におよぼす Cr の影響

KINZEL¹⁾は少量の Cr は實際上、溶接に影響しないと述べ、文献⁴⁴⁾によれば Cr は溶接性を劣化する方向に使用するが、0.5% まであまり著しい影響のないことが示されている。

Sims³³⁾は基本成分 0.21% C-1.35% Mn 鋼に Cr を 0.28, 0.52, 0.78, 1.0% くらい、母材のビード下割れにおよぼす影響を調べ、Cr 含有量 1% までほとんど影響のなかつたことを示している。また、木原¹⁷⁾は 0.16% C-1.1% Mn 鋼の溶接部位について、コマレル試験、キンゼル試験および熱影響部の最高硬度の測定をおこない、コマレル試験では最大曲がり角度は Cr 0.8% までの添加でかなり減少し、また曲げ延性も低下すること、キンゼル試験の横収縮率遷移温度は Cr 量の増加とともに上昇する傾向の認められること、熱影響部の最高温度は 150Hv/1% Cr の上昇を示すことを報告している。熱影響部の最高硬度におよぼす成分の影響については多数の報告があるが、³⁷⁾⁴⁸⁾⁴⁹⁾Cr の影響に関して上記の値と大体一致した値を与えている。

2.6 その他の諸性質におよぼす Cr の影響

Cr は鋼の黒鉛化を抑制する。AUSTIN⁵⁰⁾は 1.1% 過共折鋼において、0.5% の Cr は黒鉛化への抵抗を増大することを明らかにし、佐藤⁵¹⁾は 1.5% C-1% Si 材の黒鉛化焼鈍に際し、黒鉛化可能な Cr 量は 0.3% C 以下であることを認め、山中⁵²⁾も 1% 炭素鋼について黒鉛化試験をおこない、Cr の作用を明らかにしている。また WILDER⁵³⁾は 0.12%-0.5% Mn 鋼の黒鉛化について検討し、0.25% Cr の添加で黒鉛化はかなり制抑され、0.5% Cr で黒鉛化はほとんど阻止されたと述べている。HUGHIS⁵⁴⁾も低炭素鋼についての実験で Cr の黒鉛化阻止作用を示している。

Cr は大気、海水などの雰囲気中における耐食性を増大する。耐候性に関しては COPSON⁵⁵⁾、BINDER⁵⁶⁾、LARRABEE⁵⁷⁾の実験結果があり、海水腐食におよぼす影響については HUDSON⁵⁸⁾らの実験結果があり、いずれも

Cr の効果を確認している。

参 考 文 献

- 1) A. B. KINZELL, The Alloys of Iron and Chromium, **1** (1937, 1940) 11
- 2) M. HANSEN, Constitution of Binary Alloys, (1958)
- 3) W. D. FORGANG, Metals Handbook, (1948), p. 1248
- 4) E. C. BAIN, The Alloying Elements in Steel, 1952, (A. S. M.)
- 5) 大竹: 鉄と鋼, **45** (1958), p. 1089
- 6) A. S. KENNEDY, J. Iron & Steel Inst. (U. K.), June, (1958), p. 135
- 7) P. PAYSON, Trans. Amer. Soc. Metals, **33** (1944), p. 261
- 8) R. A. GRANGE, Trans. Met., Soc. Amer. Inst. Min. Met. & Pet. Eng., **167** (1946) p. 467
- 9) A. E. NEHREBERG, Discussion of Reference, 6
- 10) W. STEVEN, J. Iron & Steel Inst. (U. K.), **183** (1956), p. 349
- 11) 俵: 鉄と鋼, **23** (1937) p. 875
- 12) M. A. GROSSMAN, Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., **150** (1942), p. 242
- 13) W. CRAFT, Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., **158** (1944), p. 157
- 14) I. R. KRAMER, Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., **158** (1944), p. 138, **167** (1946), p. 670
- 15) C. R. AUSTIN, Trans. Amer. Soc. Metals, **31** (1943), p. 517
- 16) C. F. JATCZAK, Trans. Amer. Soc. Metals, **51** (1959), p. 335
- 17) 木原: 溶接学会誌, **26** (1957), p. 29
- 18) A. S. KENNEDY, J. Iron & Steel Inst. (U. K.), Apr. (1957), p. 165
- 19) C. R. AUSTIN, Trans. Amer. Soc. Metals, **29** (1941), p. 244
- 20) K. J. IRVINE, J. Iron & Steel Inst. (U. K.), Feb. (1960), p. 137
- 21) L. D. JAFFE, Trans. Amer. Soc. Metals, **49** (1957), p. 359
- 22) R. A. GRANGE, Trans. Amer. Soc. Metals, **48** (1956), p. 165
- 23) 佐藤: 日本金属学会誌, **19** (1955), p. 385
- 24) 佐藤: 鋼中の炭化物とその挙動 (1956) 日本金属学会
- 25) E. S. DAVENPORT, Metal Progress, **35** (1935), p. 623
- 26) 村上: 日本金属学会誌, **6** (1942), p. 145
- 27) F. ADCOCK, J. Iron & Steel Inst. (U. K.), **124** (1931), p. 99
- 28) C. R. AUSTIN, Trans. Amer. Soc. Metals, **31** (1943), p. 321
- 29) C. A. EDWARDS, J. Iron & Steel Inst. (U. K.), **142** (1940), p. 199
- 30) M. GENSAMER, Trans. Amer. Soc. Metals, **32** (1961), p. 88, Trans. Amer. Soc. Metals, **36** (1964), p. 30
- 31) 木原: 溶接学会誌, **25** (1956), p. 689
- 32) 鈴木: 鉄と鋼, **44** (1958) 2, p. 129
- 33) C. E. SIMS, Welding Research Supplement, April, (1949), p. 178
- 34) J. A. RINEBOLT, Trans. Amer. Soc. Metals, **43** (1951), p. 1, 195
- 35) W. R. D. JONES, J. Iron & Steel Inst. (U. K.), **174** (1953), p. 9
- 36) A. SHEPERS, Stahl u. Eisen, **76** (1956), p. 896
- 37) 山木: 鉄と鋼, **45** (1959), p. 438
- 38) 斎藤: 鉄と鋼, **45** (1959), p. 1265, **46** (1960) p. 34
- 39) H. J. FRENCH, J. Metals, June, (1956), p. 770
- 40) A. P. TABER, Trans. Amer. Soc. Metals, **42** (1950), p. 1033
- 41) 門間: 鉄と焼戻脆性 (1954) 日本金属学会
- 42) A. SCHRADER, Archiv. f. d. Eisenhüttenwesen, **2** (1950), p. 21
- 43) R. HULTGREN, Trans. Amer. Soc. Metals, **46** (1954), p. 1, 298
- 44) A. I. S. (1942); Contribution of the Metallurgy of Steel No. 6; Selection and Conservation of Alloying Elements, Used in Steel. (訳 特殊鋼 **4** (1955) p. 29)
- 45) 三橋: 鉄と鋼, **42** (1956), p. 880
- 46) C. R. AUSTIN, Trans. Amer. Soc. Metals, **35** (1945), p. 446
- 47) G. P. CONTRACTOR, Metal Treatment and Drop Forging, **26** (1959), p. 107
- 48) H. J. FRENCH, Alloy Constructional Steel, (1942), p. 294
- 49) 溶接便覧 (昭和 31 年), p. 57
- 50) C. R. AUSTIN, Trans. Amer. Soc. Metals, **30** (1942), p. 425
- 51) 佐藤: 金属学会誌, **20** (1956), p. 239
- 52) 山中: 鉄と鋼, **45** (1959), p. 499
- 53) A. B. WILDER, Trans. Amer. Soc. Metals, **37** (1946), p. 110
- 54) M. A. HUGES, Trans. Amer. Soc. Metals, **37** (1946), p. 110
- 55) H. R. COPSON, Proc. A. S. I. M., **52** (1952), p. 1005
- 56) W. O. BINDER, Proc. A. S. T. M., **46** (1946), 593 Metals Handbook (1948)
- 57) C. P. LARRABEE, 第1回金属腐食国際会議リポート (1961)
- 58) J. C. HUDSON, J. Iron & Steel Inst. (U. K.), **180** (1955), p. 271