

析出硬化型ステンレス鋼 PSLの諸性質に及ぼす合金元素の影響

Effect of Alloying Elements on the Properties of Precipitation
Hardening Stainless Steel "PSL"

新持 喜一郎* 九重 常男** 笹倉 利彦**
Kiichirō Shinji Tsuneo Kunou Toshihiko Sasakura

要 旨

析出硬化型ステンレス鋼と称せられる鋼種は相当多いが、マルテンサイト系ステンレス鋼の高強度とオーステナイト系ステンレス鋼のすぐれた耐食性を有する析出硬化型ステンレス鋼の開発を目的として各種合金元素の影響について調べた結果、高強度とすぐれた耐食性を併用した析出硬化型ステンレス鋼 PSL を得、初期の目的を達したので諸元素の影響について述べたものである。

1. 結 言

析出硬化型ステンレス鋼と称せられる鋼の種類は相当多いが、17-4 PH, 17-7 PH がその主体をなすものと考えてさしつかえないだろう。ステンレス鋼のすぐれた耐食性は近代工業にとって不可欠のものとなったが、使用分野が拡大するにつれて種々な性能が要求されてきた。析出硬化型ステンレス鋼はこのような新しい要求に応じて開発された鋼種であり、耐食性ととも高強度を保持することにより構造用、パネ用などに新しい分野を開拓している。

そこで構造用としてマルテンサイト系ステンレス鋼の強度とオーステナイト系ステンレス鋼の耐食性を有する析出硬化型ステンレス鋼を開発するため、17% Cr-4% Ni を基準組成として種々合金元素の影響について調査した結果、強度と耐食性のすぐれた析出硬化型ステンレス鋼 PSL を得たのでこれらについて報告する。

2. 供 試 材

供試材は高周波電気炉にて 20 kg および 35 kg 溶製し、20 kg 鋼塊は 15 mm ϕ 、35 kg 鋼塊は 20 mm ϕ に鍛伸後試験に供した。試料

の化学成分を表 1 に示す。

3. 実 験 結 果

3.1 時 効 硬 度

析出硬化型ステンレス鋼、特にマルテンサイト系では機械的性質は合金の組成、熱処理、それに伴う組織の変化、析出物などによって著しく異なり、Ms 温度、フェライトおよびオーステナイト量などが硬度に関係してくる。

代表的な試料 No. 3, No. 6 の時効硬度曲線を図 1 および図 2 に示す。試料 No. 3 はオーステナイト生成元素 C 量が高く、二重時効処理を行わなければじゅうぶんな硬度が得られない。これはオーステナイト生成元素特に C, N などを多量に含有している場合には Ms 点が下がり、溶体化処理によってじゅうぶんな $\gamma \rightarrow M$ 変態が起こらないためである。したがってじゅうぶんな変態を得るためにはオーステナイト生成元素 C, N をそれぞれ炭化物、窒化物として析出させ Ms 点を上昇せしめる必要がある。17% Cr-4% Ni 鋼においては 700~800°C で最も早く炭化物が析出するため、図 1 (b) のように 700°C で一次時効を行ない、炭化物、窒化物を析出せしめ、さらに二次時

表 1 試 料 の 化 学 成 分

試料 No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W	Mo	Cu	Nb	Ti	Al	N	鋼 塊 (kg)
No. 1	0.04	0.59	0.65	0.007	0.010	4.52	16.59	1.00	0.90	2.42	0.28	—	0.49	0.029	20
No. 2	0.04	0.74	0.72	0.007	0.009	4.46	16.92	0.90	0.86	2.30	0.32	—	1.23	0.033	20
No. 3	0.11	0.71	0.68	0.008	0.009	4.62	18.02	—	0.97	2.52	0.31	—	0.71	0.057	20
No. 4	0.09	0.49	0.61	0.009	0.012	4.49	17.00	—	0.94	2.15	0.37	—	0.79	0.025	35
No. 5	0.10	0.59	0.64	0.010	0.012	4.49	17.03	—	0.84	1.27	0.38	—	0.80	0.024	35
No. 6	0.04	0.68	0.64	0.008	0.017	4.07	17.52	—	0.89	2.53	0.36	—	0.77	0.065	35
No. 7	0.03	0.69	0.72	0.009	0.013	4.04	17.58	—	0.93	2.00	0.39	—	0.80	0.060	35
No. 8	0.03	0.73	0.76	0.009	0.016	4.06	17.49	—	0.87	1.07	0.40	—	0.71	0.065	35
No. 9	0.11	0.61	0.72	0.012	0.008	4.61	15.07	—	0.97	2.50	0.29	—	0.82	0.170	20
No. 10	0.06	0.55	0.80	0.012	0.016	4.02	17.45	—	0.43	2.02	0.33	—	0.66	0.075	35
No. 11	0.06	0.49	0.76	0.007	0.008	3.86	17.43	—	—	1.90	0.32	—	0.71	0.070	35
No. 12	0.08	0.42	0.53	0.013	0.009	4.62	17.19	—	0.75	2.50	—	—	0.77	0.025	35
No. 13	0.04	0.74	0.72	0.008	0.010	4.37	16.98	0.94	0.84	2.47	0.28	0.37	—	0.021	20
No. 14	0.03	0.76	0.70	0.006	0.010	4.54	16.92	0.97	0.88	2.42	0.27	0.66	—	0.021	20
No. 15	0.13	0.57	0.58	0.008	0.010	4.54	18.29	—	0.99	2.50	0.33	0.80	—	0.112	20
No. 16	0.13	0.57	0.65	0.013	0.008	4.56	15.07	—	0.96	2.44	0.29	0.93	—	0.193	20
No. 17	0.03	0.85	0.77	0.006	0.009	4.48	17.04	0.97	0.95	2.41	0.32	0.33	0.59	0.024	20
No. 18	0.03	0.73	0.66	0.009	0.010	4.65	17.66	—	0.93	2.49	0.28	0.80	0.55	0.046	20
No. 19	0.12	0.65	0.62	0.008	0.010	4.62	18.26	—	0.96	2.49	0.30	0.88	0.49	0.086	20
No. 20	0.10	0.62	0.67	0.010	0.013	4.62	17.06	—	0.78	2.15	0.43	1.06	0.82	0.014	35
No. 21	0.06	0.74	0.74	0.007	0.009	4.41	16.98	1.00	0.78	2.42	0.32	—	—	0.033	20
No. 22	0.02	0.37	0.57	0.010	0.011	4.54	16.72	—	0.79	2.60	0.22	—	—	0.048	35
No. 23	0.02	0.42	0.55	0.009	0.011	4.60	16.65	—	1.43	2.52	0.25	—	—	0.054	35
No. 24	0.02	0.33	0.53	0.010	0.013	4.64	16.11	—	2.11	2.49	—	—	—	0.058	35
No. 25	0.09	0.33	0.41	0.015	0.016	4.54	16.91	—	0.83	2.52	—	—	—	0.023	35

* 日立金属株式会社安来工場冶金研究所 工学博士

** 日立金属株式会社安来工場冶金研究所

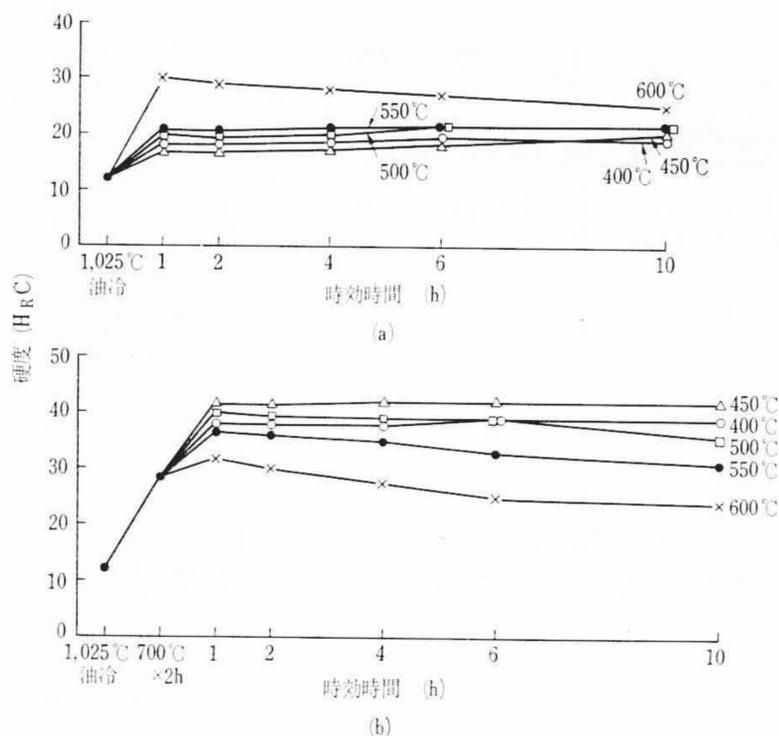


図1 試料 No. 3 の時効硬度曲線

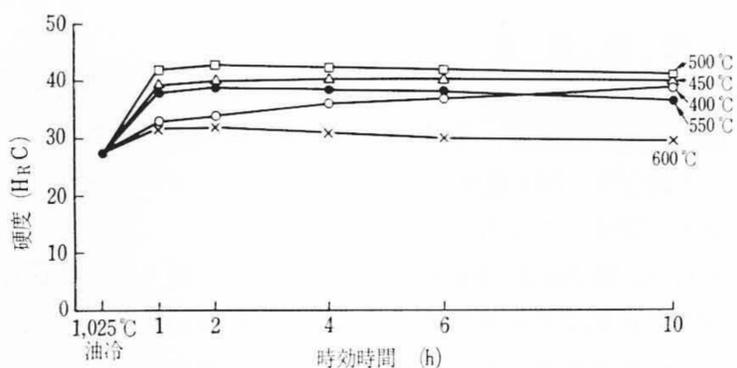


図2 試料 No. 6 の時効硬度曲線

効によって硬化を促進する。しかしながら C, N などが多量に含有している場合でも C, N を炭化物、窒化物として安定化させる元素 Nb, Ti などがじゅうぶん添加されている場合は溶体化処理状態での残留オーステナイト量は少なく、容易に $\gamma \rightarrow M$ 変態が起こる。たとえば試料 No. 15, No. 16 は C, N が多量添加されているにかかわ

らず単一処理で高強度が得られることによって証明できる。これは NbC, TiC あるいは TiN として析出したためと考えられる。

C 量の低い試料 No. 6 は溶体化処理状態において容易に $\gamma \rightarrow M$ 変態が起こり残留オーステナイト量が少なく、Ms 点が常温以上にあるため単一処理でじゅうぶんな硬度が得られる。

3.2 機械的性質

3.2.1 Al 添加の場合

Al は非常に強力なフェライト生成元素であり、多くの異なる組成から求められた Al のフェライト生成効果は 1% Al に対してフェライト 38% 増加せしめる。フェライト量はフェライト生成元素とオーステナイト生成元素の相対的割合によってその生成量が決まる。Al を添加した場合の各種元素の影響について述べる。

(1) Al の影響

試料 No. 1, No. 2 は W を 1% 添加し, Al を 0.5% および 1% 添加したものである。図 3 に試料 No. 1 の機械的性質を示す。試料 No. 1 は No. 2 に比べフェライト量が少ないため単一時効でじゅうぶんな強度が得られるが, No. 2 はフェライト量が多く二重時効を必要とする。これは C, N などのオーステナイト生成元素と異なり, 700°C 一次時効で Al の金属間化合物を析出せしめるためと考えられる。また Al 量が高くなるに従って靱性(じんせい)が低下する傾向にある。

(2) C の影響

図 4 および図 5 は試料 No. 3, No. 6 の機械的性質を示したものである。試料 No. 3 は図 1 に示すようにオーステナイト生成元素である C 量が高いため、二重時効処理を行わなければじゅうぶんな強度が得られない。

そこで C 量の異なる試料 No. 3, No. 6 について $\gamma \rightarrow M$ 変態機構を確認するため X-Y recorder を用いて変態挙動を調べた。その結果を示したのが図 6 および図 7 である。

図 6 において C 量の高い試料 No. 3 は 1 回目加熱において約 600°C 付近より $M \rightarrow \gamma$ 逆変態が起こり、さらに昇温して 1,025°C より空冷(溶体化処理相当)ではほとんど $\gamma \rightarrow M$ 変態が起こらず多量のオーステナイトが残留し、Ms 点は常温付近と考えられる。したがってオーステナイト安定化元素 C を炭化物として析出せし

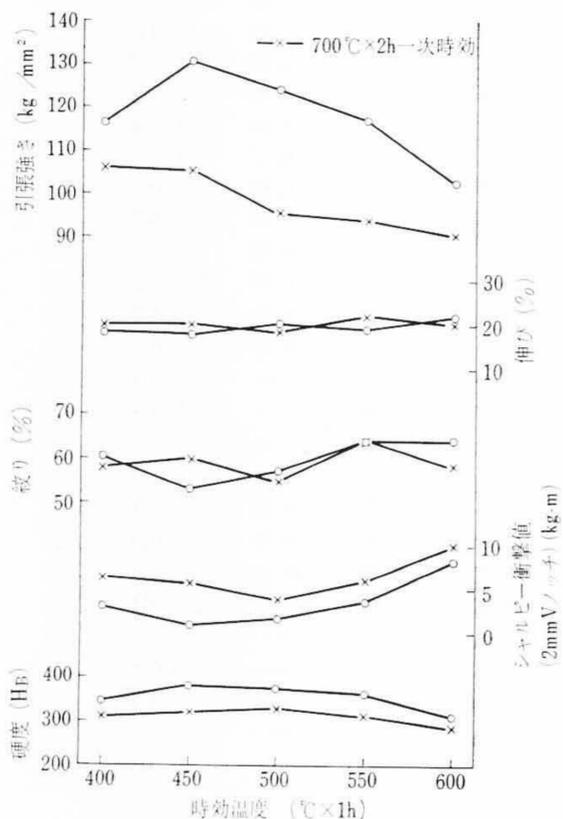


図3 試料 No. 1 の常温機械的性質

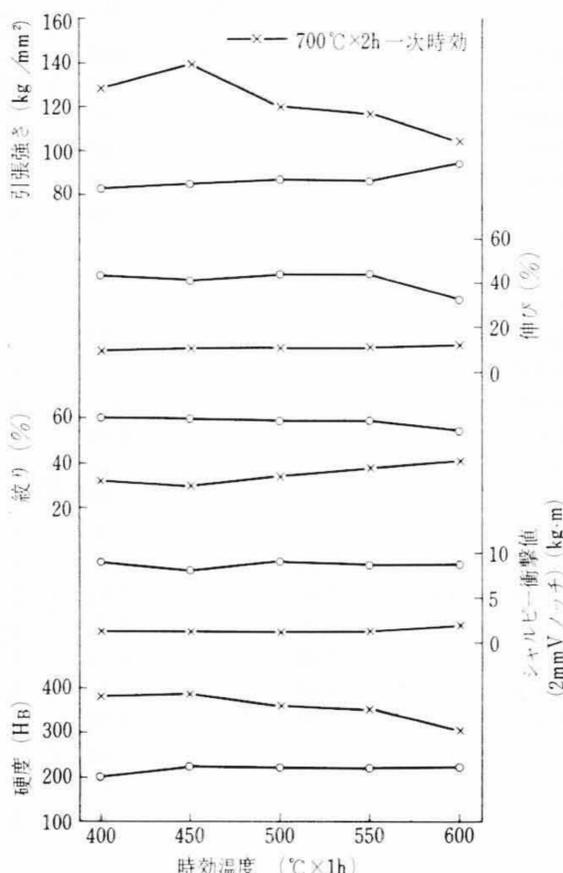


図4 試料 No. 3 の常温機械的性質

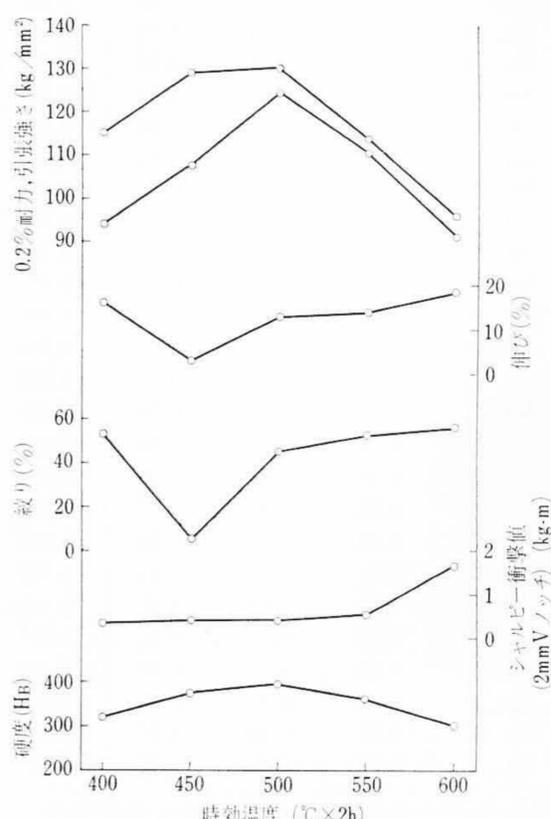


図5 試料 No. 6 の常温機械的性質

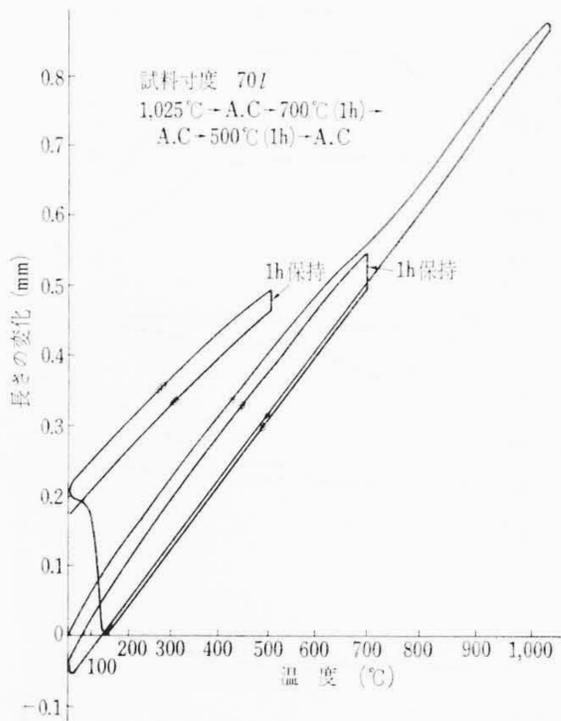


図6 試料 No. 3 の変態曲線

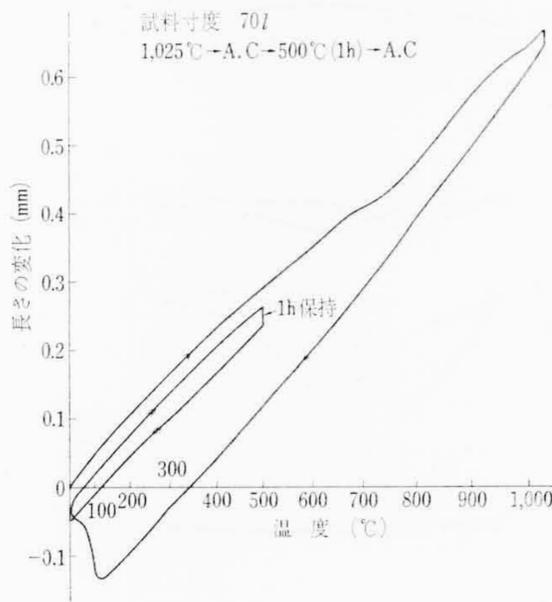


図7 試料 No. 6 の変態曲線

める必要があり、700°C で1時間保持（一次時効）して炭化物を析出せしめると冷却過程で約140°C 付近より $\gamma \rightarrow M$ 変態が起こる。さらに析出硬化処理として二次時効を行なう。

一方、C量の低い試料 No. 6 は一回目加熱において No. 3 と同様 650°C 付近より $M \rightarrow \gamma$ 逆変態が起こるが、1,025°C より空冷によって約120°C 付近より $\gamma \rightarrow M$ 変態が起こり、残留オーステナイトも少なく、二重時効の必要もなく単一時効でじゅうぶんな強度が得られる。試料 No. 3 の一次時効による $\gamma \rightarrow M$ 変態量と試料 No. 6 の変態量が異なっているが、これはN量が比較的高いので No. 6 は高い温度から冷却しているため窒化物としての析出量が少なく、それだけ多くの残留オーステナイトが存在するためと考えられる。

(3) Cu の 影 響

Cu は二次硬化を促進せしめ、フェライトを減少せしめる効果を有し、3% 程度までは Ms 点をあまり下げない特長がある。

オーステナイト生成元素C量が低目でNを0.06% 添加しCuを1%~2.5% に変えた試料 No. 6, No. 7, No. 8 の機械的特質を図8 に示す。Cu量が高いほど引張強さは高い傾向にある。この種の析出硬化型ステンレス鋼は時効処理によりCuの多い相を析出し二次硬化するため、Cuの多い相の析出量によって硬化度が変わってくる。すなわちCu量の高いものほど時効硬度が高くなる。しかし3% 以上の添加は鍛造性を害し、Cuを4% 添加したものは鍛造で割れて試料採取ができなかった。

(4) Mo の 影 響

Mo も Al と同様フェライト生成元素で1% Mo 添加に対してフェライトは11% 増加する。また Ms 温度を1% Mo に対して約50°C 下げる効果がある。

図9 は試料 No. 10, No. 11 の機械的性質を示したものである。Moを0.5% 添加した No. 10 のほうが添加しないものより引張強さは若干低い傾向にある。これはMoを添加するとフェライト量が増加し、Ms 点が約25°C 低くなり、それだけマルテンサイト量が少なくなるためである。しかし耐食性を考えた場合には Mo 量の高いほうが望ましい。

(5) Nb の 影 響

Nb はCの安定化元素としてマルテンサイト系析出硬化型ステンレス鋼には不可欠な元素でNb炭化物として析出して、Cを地から取り除き $\gamma \rightarrow M$ 変態をより容易にする効果を有する。

Nb を添加しない試料 No. 12 は溶体化処理状態でオーステナイ

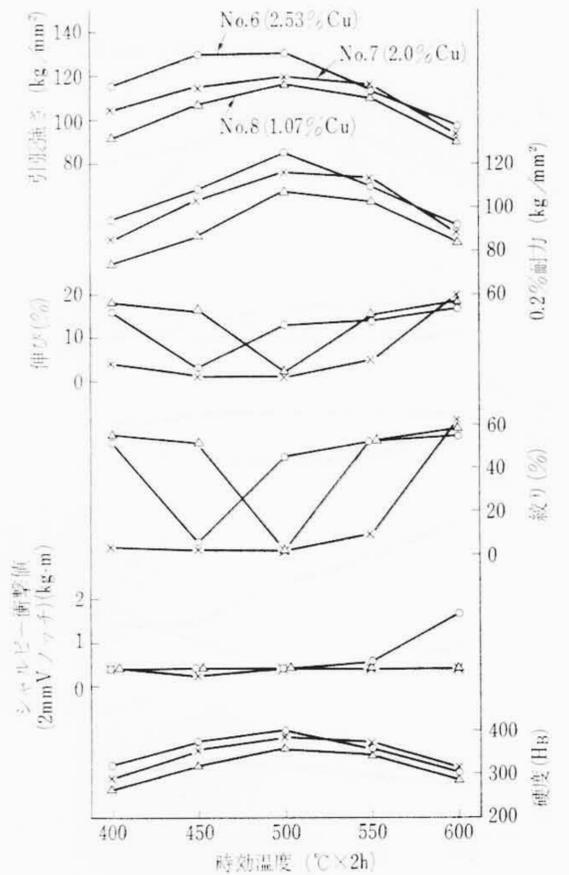


図8 試料 No. 6, No. 7, No. 8 の常温機械的性質

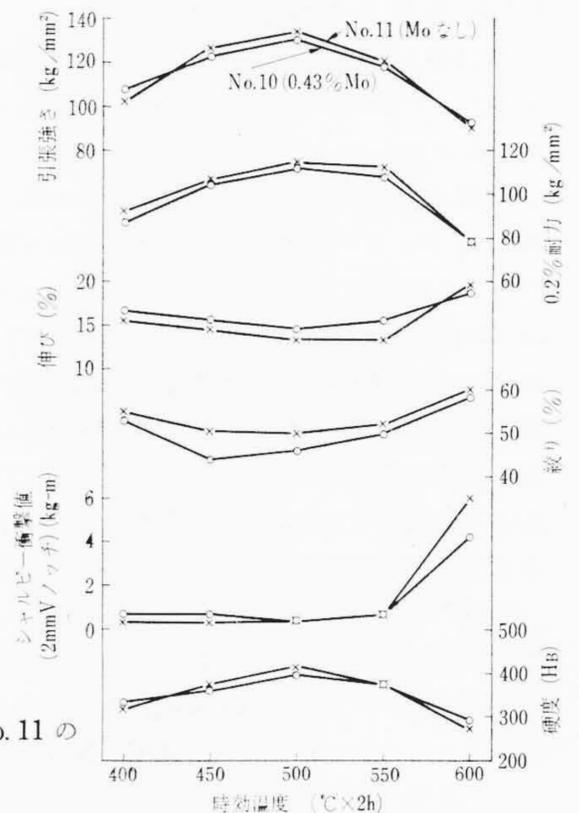


図9 試料 No. 10, No. 11 の常温機械的性質

トが安定化し単一処理ではじゅうぶんな $\gamma \rightarrow M$ 変態が起こらないため図6に示すような加熱→冷却曲線となり二重時効を行わないとじゅうぶんな強度が得られない。すなわち700°C で一次時効を行ない炭化物を析出せしめて $\gamma \rightarrow M$ 変態が容易に起こり得るような処理を行なう必要がある。Nb量は全炭素量の少なくとも5倍程度は必要であろう。しかし極低Cの場合にはそれほどオーステナイトが安定化しないため単一処理でじゅうぶんな強度が得られる。

(6) N の 影 響

オーステナイト生成元素C, Nを高めフェライト生成元素Crを低くした試料 No. 9 の機械的性質を示したのが図10 である。500°C 以下の時効温度では二重時効を行なったほうが強度は高いが550°C 以上では単一時効のほうが強度がすぐれている。これは550°C 以上の時効では炭化物、窒化物がじゅうぶん析出したものと考えられる。二重時効の場合は明らかに過時効の傾向である。

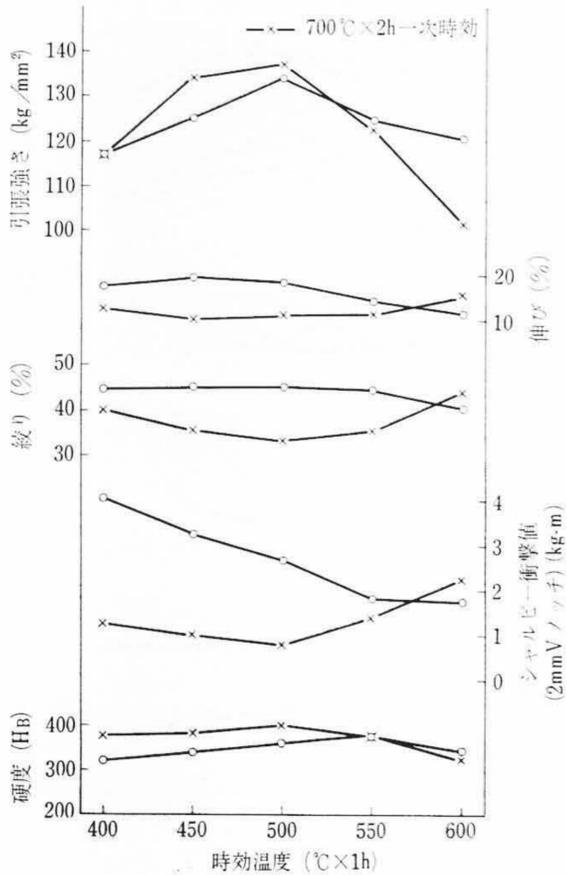


図10 試料 No. 9 の常温機械的性質

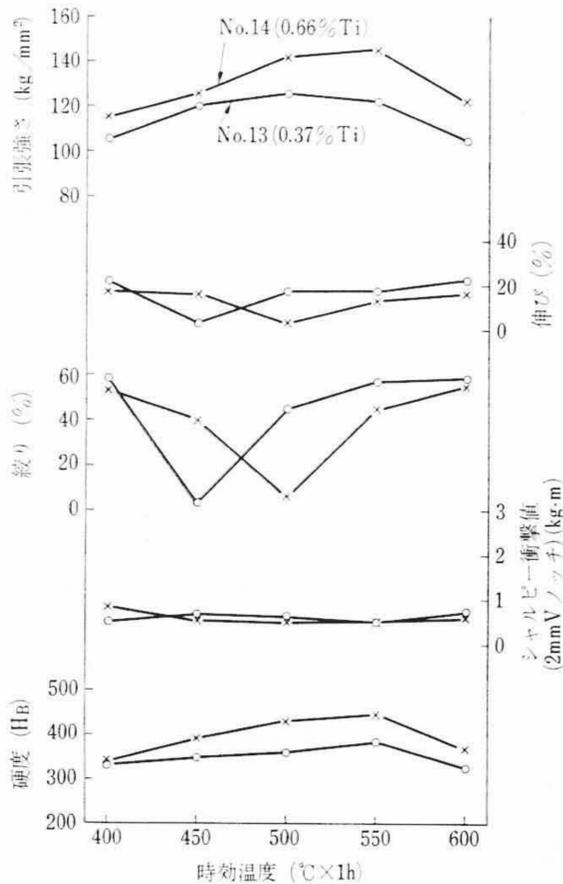


図11 試料 No. 13, No. 14 の常温機械的性質

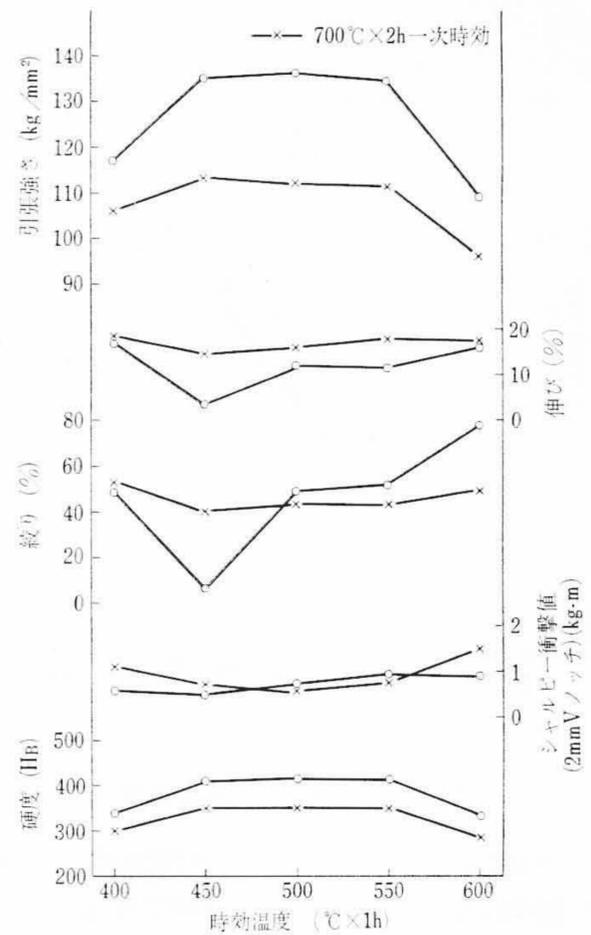


図12 試料 No. 18 の常温機械的性質

3.2.2 Ti 添加の場合

TiはNbと同様、オーステナイト生成元素Cの安定化に有効であるが、フェライト生成を促進するとともに二次硬化に顕著な効果を有する。

Wを1%添加してTiをそれぞれ0.4%, 0.7%添加した試料No. 13, No. 14の機械的性質を示したのが図11である。Ti量の高いNo. 14のほうが高強度を示している。文献によるとFe-17%Cr-Ni系にTiを添加した合金の時効による硬化は550°C x 2h時効した場合、Ni 4.5%ではTi添加量1.5%以上でFe₂Tiの析出を認めているがTi量の低い試料No. 13, No. 14の場合でもFe₂Tiが析出するのではないかとと思われる。一方TiはCの安定化元素であるところから地のCがTi炭化物としてγ→M変態を容易にするため単一時効処理で高強度が得られたと考えられる。

試料No. 15はオーステナイト生成元素C, N, フェライト生成元素Cr量を高めたものであるが、その機械的性質は全試料中最も強度が低い。これはCrを高めたためにフェライト量の増加とともにオーステナイト生成元素C, Nを高めたため、オーステナイトが非常に安定化し、700°Cの一次時効によってもMs点がじゅうぶん上昇しなかったためである。

試料No. 16はオーステナイト生成元素C, Nを高め、フェライト生成元素Crを低めたものであるが、CrはMs点を顕著に下げる効果を有し、Cr 1%につき約50°C Ms点を下げる。したがってCrのみについて考えれば試料No. 15よりMs点は約150°C高くなっているわけである。そのためγ-M変態もじゅうぶん起きているため単一時効でじゅうぶんな強度が得られたものと考えられる。すなわち試料No. 15とNo. 16の機械的性質の相違はCr量によるフェライト量とγ-M変態によるものである。

3.2.3 Al+Ti 添加

AlとTiの相乗効果をねらい複合添加したものである。試料No. 18, No. 19はオーステナイト生成元素C, N量を変えたものである。図12は試料No. 18の機械的性質を示したものである。両者とも単一時効処理のほうが強度は高いがC, N量の高い試料No. 19の強度がやや劣る。

試料No. 17はWを1%添加したものであるが単一時効処理で

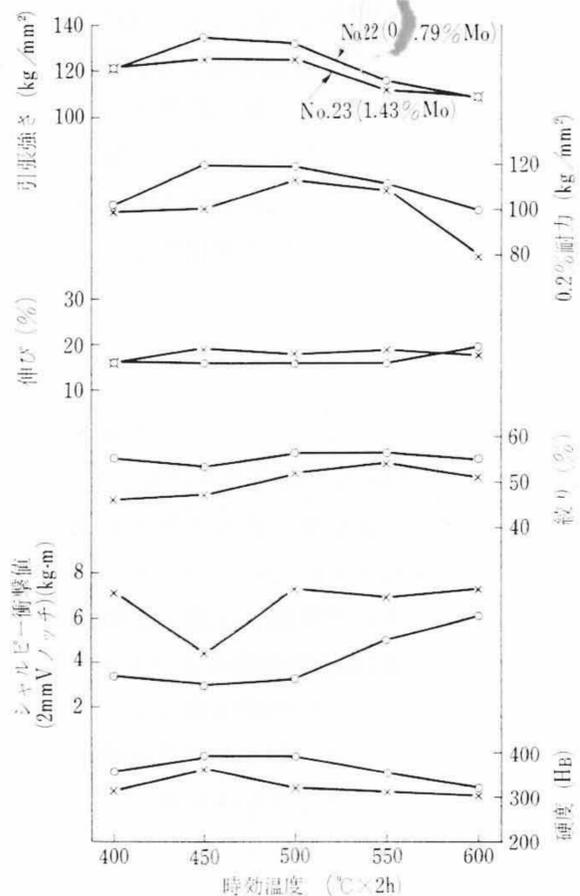


図13 試料 No. 22, No. 23 の常温機械的性質

すぐれた強度を得た。これはAlおよびTiの二次硬化が顕著なためと考えられる。すなわちNiAlおよびCu rich相の析出硬化によるものである。しかし二重時効を行なった場合は過時効の傾向を示し強度は低下する。

さらにTiおよびAl添加量を増した試料No. 20は二次硬化は非常に顕著であるが、時効温度550°C以上では靱性が著しく低下し鋳物のような破断状況を示す。すなわち引張強さと0.2%耐力はほとんど同じで、応力-ひずみ曲線は破断まで直線関係を保っている。

3.2.4 Al, Ti 無添加

AlおよびTiを添加しない場合の硬化はγ→M変態硬化およびCu rich相の析出による二次硬化のみである。

図13はMo量を変えた試料No. 22, No. 23の機械的性質を示

表2 各試料の最高強度とその熱処理

試料 No.	0.2% 耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	シャルピー (kg-m)	硬度 (HB)	熱処理
No. 1	—	131.3	18.0	53.2	1.0	388	450°C×1h
No. 2	—	127.7	1.2	3.2	0.6	415	700°C×2h, 550°C×1h
No. 3	—	139.2	10.0	29.1	1.0	388	700°C×2h, 450°C×1h
No. 4	107.4	132.2	17.7	52.0	1.3	363	500°C×2h
No. 5	104.2	133.4	16.5	47.5	0.9	331	500°C×2h
No. 6	124.7	130.3	13.0	45.2	0.4	401	500°C×2h
No. 7	116.0	119.2	1.4	1.6	0.4	388	500°C×2h
No. 8	106.6	117.6	1.6	1.6	0.4	363	500°C×2h
No. 9	—	137.6	11.0	34.0	0.9	401	700°C×2h, 500°C×2h
No. 10	112.5	129.5	14.5	46.2	0.5	401	500°C×2h
No. 11	113.0	131.8	13.4	50.0	0.5	415	500°C×2h
No. 12	143.3	153.1	6.6	23.0	0.6	435	700°C×2h, 500°C×2h
No. 13	—	125.5	17.0	45.0	0.6	388	500°C×1h
No. 14	—	145.2	12.5	45.0	0.5	444	550°C×1h
No. 15	—	110.8	21.0	57.2	2.6	331	450°C×1h
No. 16	—	136.3	17.5	51.0	1.2	388	450°C×1h
No. 17	—	137.3	14.5	51.0	1.1	415	500°C×1h
No. 18	—	136.3	11.8	49.3	0.7	415	500°C×1h
No. 19	—	121.8	16.7	46.8	0.4	341	450°C×1h
No. 20	130.3	130.3	1.0	0.8	0.4	415	550°C×2h
No. 21	—	129.8	13.0	48.2	1.6	388	700°C×2h, 400°C×1h
No. 22	119.6	134.2	16.7	53.1	2.7	388	450°C×2h
No. 23	100.3	125.5	18.9	47.5	4.4	363	450°C×2h
No. 24	106.2	129.9	21.1	55.2	4.1	388	450°C×2h
No. 25	105.0	131.0	13.4	36.0	0.8	388	700°C×2h, 450°C×2h

したものであるが、Al 添加の場合と同様、Mo 量が高くなるとフェライト量が多くなり、その上 Ms 点を下げるので強度は低くなる傾向がある。しかし両者とも単一時効でじゅうぶんな強度が得られる。

試料 No. 24, No. 25 は C の安定化元素 Nb を添加しないものであるが、C 量の低い No. 24 はフェライト生成元素 Mo が 2% でも最高約 130 kg/mm² の引張強さが得られる。C 量の高い No. 25 は 700°C で一次時効を行なって炭化物を析出させ、 $\gamma \rightarrow M$ 変態を容易にしないと最高強度は得られない。

以上各種元素の影響について述べてきたが、全試料の最高強度と熱処理との関係を示すと表 2 のようになる。

3.3 顕微鏡組織

代表的な顕微鏡組織を示したのが図 14~16 である。Al は非常に強力なフェライト生成元素であるためフェライト量は非常に多くなる。特に図 15 に示す試料 No. 20 (Al 0.82%, Ti 1.06%) ではフェライトが大部分となる。一方、Al, Ti 無添加の試料 No. 22 ではフェライトが若干認められるが、ほとんどがマルテンサイトになる。炭化物生成元素を添加しなかった場合はほかの試料には見られない長い針状のマルテンサイトに変態している。

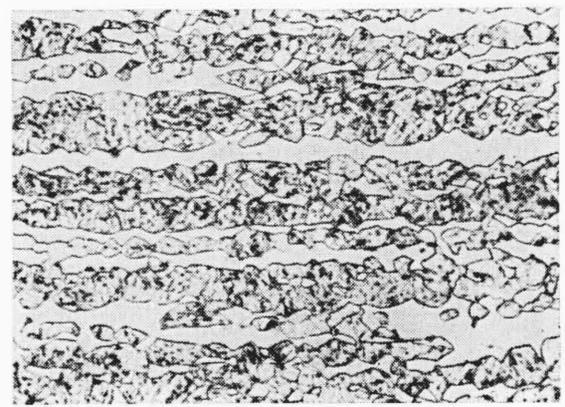
3.4 耐食性

耐食性を見るためには 10 mmφ×20 mm l の試片を作成し、10% 硫酸および 5% 塩酸溶液にて沸騰した。その結果は図 17~20 に示すとおりである。値はすべて 4~10 個の平均値である。

図 17 は 10% 硫酸沸騰溶液における Cu+Mo+W 量と腐食減量との関係を示したものである。Cu, Mo が耐食性向上に顕著な効果を有することは周知のとおりであるが、W は Mo と同族のため Mo と同様とみなした。硫酸に対しては Al, Ti 添加の場合 Cu+Mo, Cu+Mo+W 量が 3.4% 以上で顕著な効果がある。一方、Al, Ti 無添加および低 Cr, 高 N 試料ではかなり耐食性が低下する。

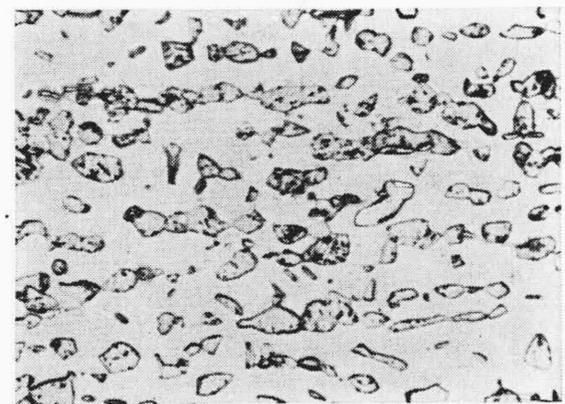
図 18 は 5% 塩酸沸騰溶液における Cu+Mo+W 量と腐食減量との関係を示したものであるが 10% 硫酸の場合と同様の傾向をもっている。

図 19 は Cu+Mo, Cu+Mo+W 量が 3.4% 以上のものについて 10% 硫酸沸騰溶液における Al, Ti, Al+Ti 量と腐食減量との関係を示したものであるが、Al, Ti および Al+Ti 量が 0.3~1.5% の範



(×400)

図 14 試料 No. 4 (Al 0.79%)



(×400)

図 15 試料 No. 20 (Al 0.82%, Ti 1.06%)



(×400)

図 16 試料 No. 22 (Al, Ti 無添加)

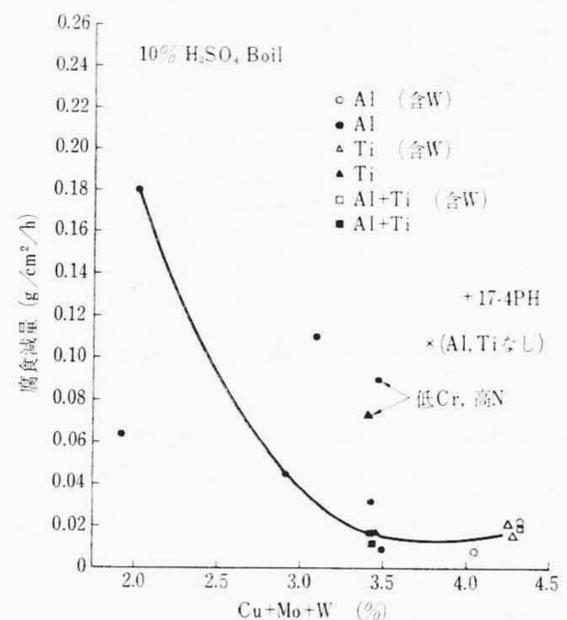


図 17 耐食性に及ぼす Cu+Mo+W 量の影響

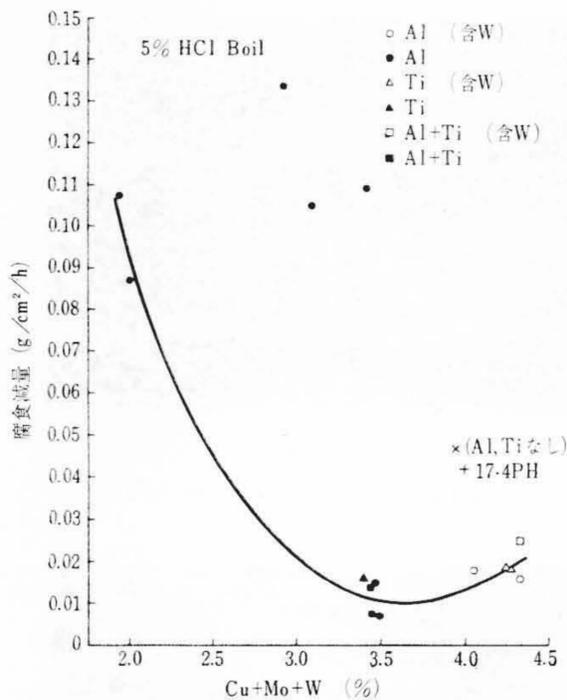


図18 耐食性に及ぼすCu+Mo+W量の影響

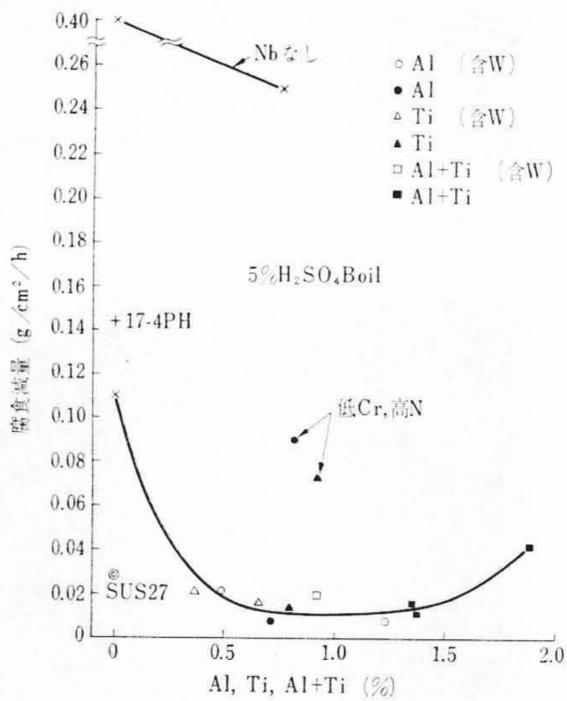


図19 耐食性に及ぼすAl, Ti, Al+Tiの影響

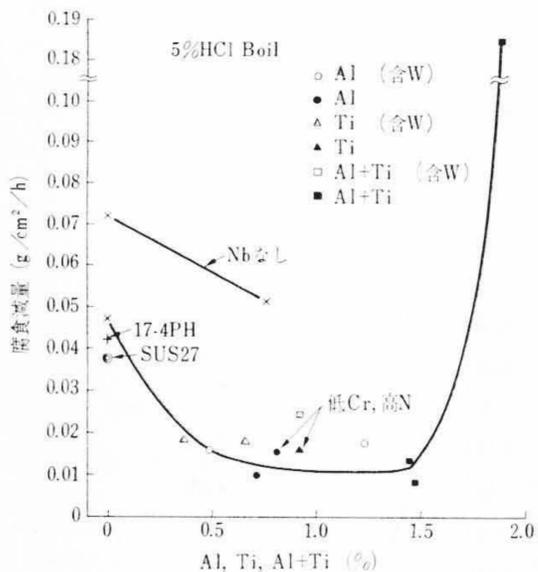
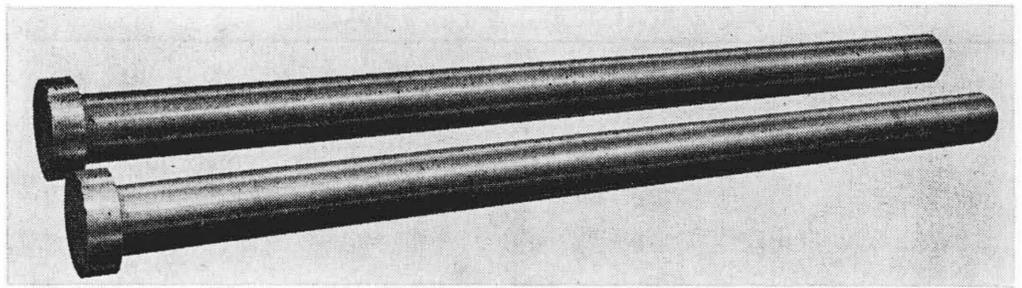


図20 耐食性に及ぼすAl, Ti, Al+Tiの影響

間で良好な耐食性を有し、代表的な耐食鋼 SUS 27 よりすぐれた耐食性をもっている。また Nb を添加しないものは著しく耐食性が低下する。これは C が炭化物として析出するため地の Cr 量が減少するため Bain 氏らによって報告されている Cr 欠乏説である。すなわち Cr の拡散速度が遅いため特に粒界付近の Cr 含有量が減じ耐食性が低下すると説明されている。この事実は Brauns 氏によ



(寸法 350φ×110×240φ×4,000)
図21 水門用ローラシャフト

て確認されている。このことから C 量の高いものほど Nb 添加の必要性がある。

図20は図19と同様 Cu+Mo, Cu+Mo+W 量が3.4%以上のものについて5%塩酸沸騰溶液における Al, Ti, Al+Ti 量と腐食減量との関係を示したものであるが硫酸の場合と同様 Al, Ti, Al+Ti 量が0.3~1.5%の範囲で良好な耐食性をもっている。

4. 結果の考察

基準組成を 17% Cr-4% Ni とし、種々合金元素の影響について調査した結果、得られた合金元素の影響は次のとおりである。

Cr は耐食性を得るために必要な元素で最低 12% は必要であり多いほうが望ましいが、フェライト生成元素であるため Cr 量が低ければそれだけ耐食性に寄与するフェライト生成元素が添加され得るので 15~18% 程度が望ましい。

Ni はフェライトを減少させるが 6% 以上添加してもあまり効果がなく、かえってオーステナイトを安定化せしめるので 4~5% 程度が望ましい。

Mo はフェライト生成元素であるが耐食性向上に著しい効果を有し、焼戻抵抗の増加あるいは高温特性の改善に有効であるが高価なため数%程度までである。

W は Mo と同様フェライト生成元素であるが著しい効果がない。

Cu は時効処理により Cu rich 相を微細に析出して二次硬化を促進させ、さらにフェライトを減少せしめ、3%程度までは Ms 点をあまり下げない。また 4% 以上になると熱間加工性が非常に悪くなるので 3% 程度までである。

Nb は C の安定化元素で Nb の添加は Cr 炭化物の生成を防止し、耐食性の低下を防ぐため必要な元素であるとともに NbC の析出によって $\gamma \rightarrow M$ 変態を容易にする有効な元素で、安定化のためには少なくとも全炭素量の 4 倍を必要とする。

Ti は顕著な二次硬化を促進するとともに C の安定化に有効であるがフェライト生成を促進する。

C はオーステナイト生成元素で Ms 点降下が非常に顕著である。フェライトを減少せしめるが C 量が高いとオーステナイトを安定化するばかりでなく Cr 炭化物を生成するので C 量はできるだけ低いほうがよい。

N は C と非常によく似た効果を示し、オーステナイトを安定化するとともに 0.15% 以上では耐食性を著しく低下させる。

以上の結果より機械的性質、耐食性を総合すると下記成分範囲を推奨することができる。

C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	Al	N
<0.1	<1.0	<1.0	4~5.5	15.0~18	1.5~3.0	0.5~1.0	0.2~0.5	<1.0	<0.05

5. 用途

PSL 鋼は高強度ですぐれた耐食性を有しているため、新用途の開拓が期待される。

PSL 鋼は主として棒、板、加工品として供給され、各種構造用、

化学工業、食品製造、低温装置に利用される。各種構造用としてはダム用水門のゲートそのほかの部品、高強度および耐摩耗性を必要とするポンプシャフト、スリーブ、ギヤなど、特に海水あるいは腐食性ふんい気で使用される場合に好適である。化学工業においては特に耐食性が重要視されるため従来オーステナイト系ステンレス鋼が使用されているところに使用される。PSL 鋼は SUS 27 以上の耐食性と高強度を有するので設計上非常に有利である。一例としてカナダ向け水門用ローラシャフトをあげることができる (図 21 参照)。

6. 結 言

マルテンサイト系ステンレス鋼は高強度を有しているが、オーステナイト系ステンレス鋼に比べ耐食性が劣っている。オーステナイト系ステンレス鋼は耐食性にはすぐれているが、強度が低いため高強度を要求される部品には不向であるという難点があった。そこで両者の長所を共有する析出硬化型ステンレス鋼の開発を目的として 17% Cr-4% Ni を基準組成して種々合金元素の影響について調べた

結果所期の目的を達成する PSL 鋼を得ることができた。

近代工業における使用分野が拡大するにつれ、新しい性能および設計による新しい用途の開拓が期待でき、その実績も着々と増大の傾向にある。

終わりに臨み本実験遂行にあたり終始懇切なご指導を賜った日立金属株式会社本社生産技術部長松垣取締役ならびに日立金属株式会社安来工場関係各位に深甚なる謝意を表す。

参 考 文 献

- (1) 長谷川編：ステンレス鋼便覧
- (2) 今井，増本ほか：金属学会誌，第3巻，11号
- (3) K. J. Irvine, D. T. Llewellyn and F. B. Pickering: JISI, 192, 218 (1959)
- (4) 金子，西沢，田中：1964年10月金属学会富山大会にて発表
- (5) 新持，九重，笹倉：安来研究報告第1367号，1407号
- (6) E. C. Bain, R. H. Aborn, J. J. B. Rutherford: Trans. Am. Soc. Steel Treating, 21, 481 (1933)
- (7) E. B. Brauns, G. Pier: Stahl und Eisen, 75, 579 (1955)



特 許 の 紹 介



特許第490849号 (特公昭41-15967号)

別府 忠・北島 道男

転 轍 機 駆 動 装 置

この発明はモノレール転轍 (てんてつ) 機の駆動機構に関するもので、1は単線側固定軌道、2, 3, 4は3線側固定軌道、5は関節部を有する転轍用軌道けた、6は支承7上を移動できる台車で、けた5の関節部および終端部においてけた5に固着され、けた5を支持する。転轍用けた5はその中間関節部をヒンジピン、球面プッシュを介して回動自在に連結され、その始端は支承7にヒンジ支持され、始端を支点として中間関節部および終端を移動させることによって転轍が行なわれる。8はけた5の移動装置で、電動機9、摩擦クラッチ10、連結軸11、2個の減速機12a, 12b、電磁ブレーキ13より構成されている。減速機12a, 12bの出力軸に楔着 (けっちやく) されたクランクアーム14a, 14bの先端にはローラ15a, 15bが装着され、ローラ15a, 15bは転轍けた下面に固着された中央ガイド16、側方ガイド17, 18に掛合 (けいごう) する。

けた5が固定軌道3と接続されているとき、ローラ15a, 15bはA線上において中央ガイド16をはさんで対向し、この状態ではけた5はクランクアーム14a, 14bで止められているので動くことはない。電動機9を駆動してクランクアーム14a, 14bを反時計方向に回転すると、ローラ15aは右方へ動きガイド16, 17から離れてけた5との関連が絶たれ、ローラ15bは左方に動いてガイド18に掛合して図3に示すようにけた5を固定軌道4側に転轍し、転轍が完了すると電磁ブレーキ13が作動してクランクアーム14a, 14bの回転は停止する。次に電動機9を逆転させてクランクアーム14a, 14bを時計方向に回転させると、ガイド16, 18と掛合状態にあるローラ15bは転轍けた5を固定軌道4から固定軌道3に転轍し、転轍完了時にはローラ15a, 15bは図2に示すようにA線上で中央ガイド16をはさんで対向した状態で停止する。転轍けた5が固定軌道3と接続しているとき電動機9を逆転させると、クランクアーム

ム14a, 14bは時計方向に回転し、ローラ15bは右方へ動きローラ15aはガイド17に掛合して転轍けた5を固定軌道2側に転轍する。

したがって一方のクランクアームで転轍する場合、他方のクランクアームは反対方向に離れてガイドに掛合することがなく、転轍けたの移動、停止を円滑に行なうことができ、駆動系に無理な力を加えることがない。(寺田)

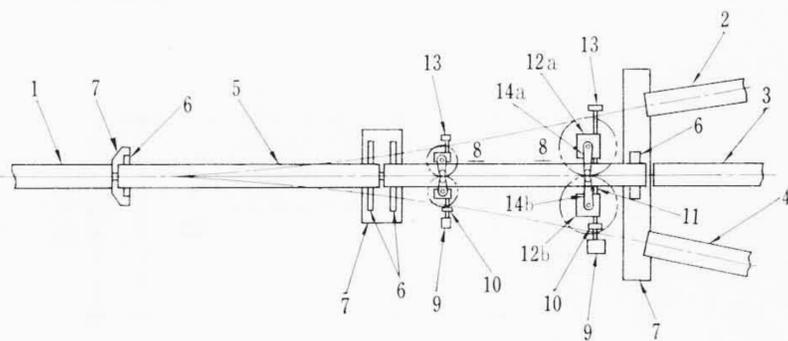


図 1

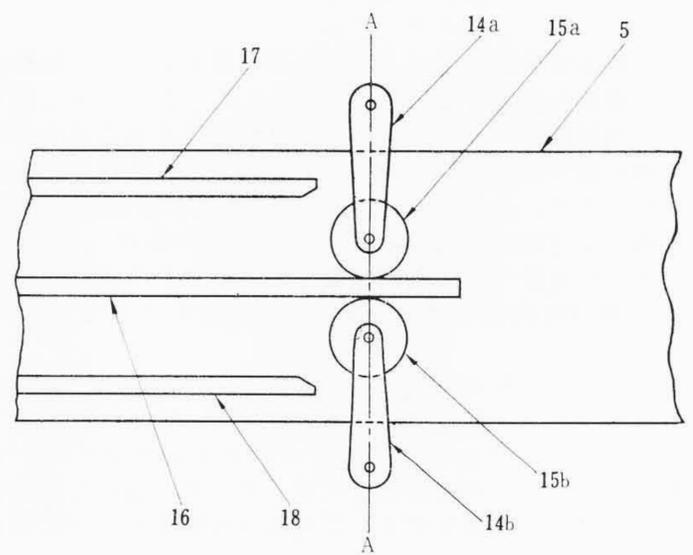


図 2

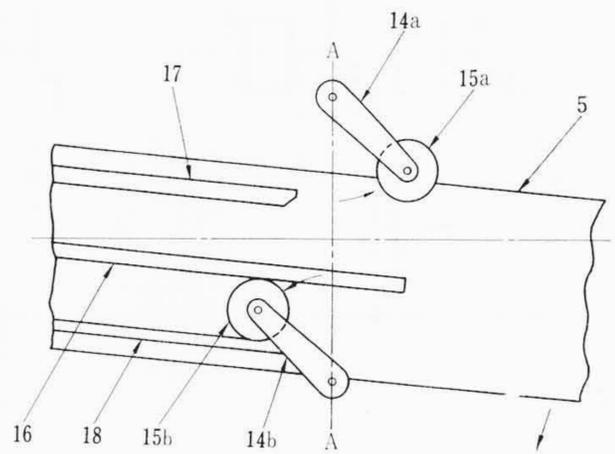


図 3



特許第488280号 (特公昭41-14361号)

土井俊雄

ストレインゲージ

この発明は、Pt 5~85% に対し Rh 75% 以下、Pd 85% 以下の1種または2種の組合せであって、しかも Pt, Rh, Pd 三元状態図の (Pt 25%, Rh 75%), (Pt 85%, Rh 15%), (Pt 85%, Pd 15%), (Pd 85%, Pt 15%), (Pd 85%, Rh 10%, Pt 5%), (Pt 5%, Pd 20%, Rh 75%) よりなる点でかこまれる範囲内の組成からなる白金とパラジウムまたはロジウムとの2元合金、もしくは白金、パラジウム、ロジウム3元合金よりなるストレインゲージに関するものである。

その特長とするところは

- (1) 大きいゲージ率 (4 以上) が得られる。
- (2) 抵抗温度係数が比較的小さい。
- (3) 従来のもに比較してロット間あるいはロット内の製品のバラツキがきわめて少なく、したがってその製造が簡単である。
- (4) 耐酸化性、耐食性が良好で高温用として使用できる。
- (5) はんだづけ、ろうづけが容易である。
- (6) 加工性が良く、細線あるいはハクに加工容易である。
- (7) 比抵抗が適当な値をもっている。
- (8) 対銅起電力が小さい。
- (9) 抗張力がかなり大きいので、これに伴い比例限が大きく、大きいひずみの測定が可能である。

(涌井)

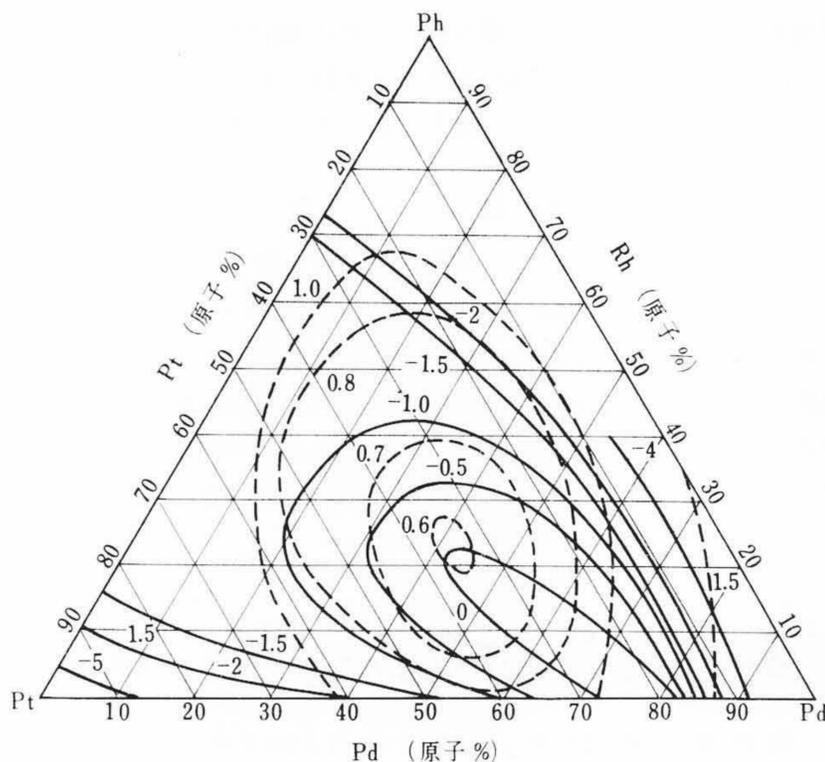


図 1

特許第490799号 (特公昭41-3843号)

村田健郎・中沢喜三郎

高速信号伝送回路

近時、計数形電子計算機のように多数の素子を用いる機器においてきわめて高速の信号が使用されるようになった。しかし素子の大きさおよび回路構成が信号の伝播時間を無視できるほど十分に小さくないために信号伝送回路を分布定数線路として考慮しなければならなかった。このため、信号出力を同時に多数の論理回路に接続し、各論理回路を伝送線路の終端のみに接続する方法がとられているが、このような方法では各負回路部分がさらに分布定数線路を形成するため、整合は困難で信号の減衰、誤差を生ずる欠点を有していた。

本発明はこれらの欠点を改善するもので、一本の伝送線路上に分布的に多数の負荷 (一般に論理回路) をエミッタホロー回路 (以下 EF と略す) を介して接続し、上記 EF の入力インピーダンスを分布定数として上記伝送線路のインピーダンスに含めて整合を取ったもので図 1 にその一例を示す。このような構成をとった場合、伝

送線路 l に対する負荷インピーダンス Z_l は近似的に

$$Z_l \doteq \beta(\omega) Z\{\omega_1 i(t)\}$$

ただし、 $Z\{\omega_1 i(t)\}$ は負荷の入力インピーダンス、 ω は信号の角周波数成分、 $i(t)$ は動作時の負荷入力電流、 $\beta(\omega)$ はトランジスタの電流増幅率

となる。この Z_l は図 2 に示す等価回路でおきかえられる。このとき、抵抗成分 R_L は β 倍され、容量成分 C_L は $1/\beta$ 倍されるため上式で変換された各負荷の入力インピーダンスの伝送線に及ぼす影響はきわめて小さくなる。この結果上記回路は EF の入力容量 C_e が伝送線路の固有な分布容量 C に付加して構成された特性インピーダンス Z_T の分布定数線路となる。今 EF の個数を m とすれば、 Z_T は

$$Z_T \doteq \sqrt{\frac{1}{C+mC_e}}$$

と近似される。したがって伝送線路 l の終端を Z_T によって接地すれば整合がとれる。また EF の出力線が長い場合や、論理回路に流れる電流変動率が大きい場合には EF が大きな容量負荷となるが、このときには EF の入力部に抵抗あるいは容量分を含んだ抵抗を付加すればよい。また伝送線の送端部に Z_T よりも大きめの抵抗 Z' を付加すればいっそう確実な整合が可能である。(高崎)

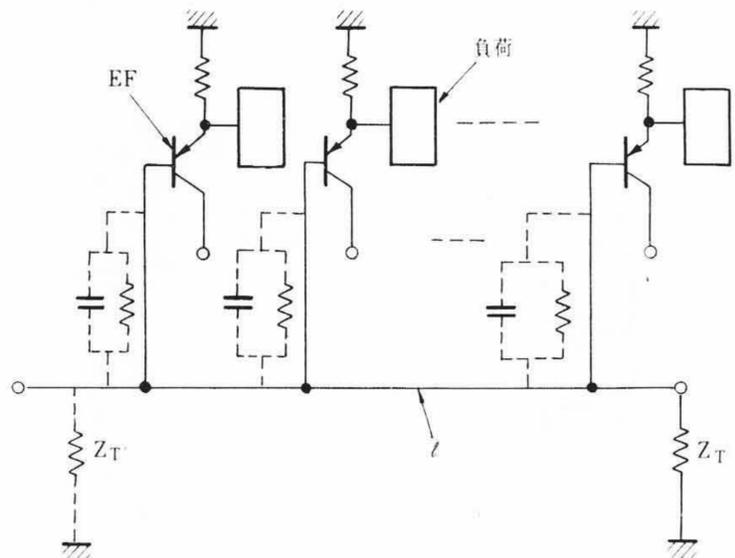


図 1

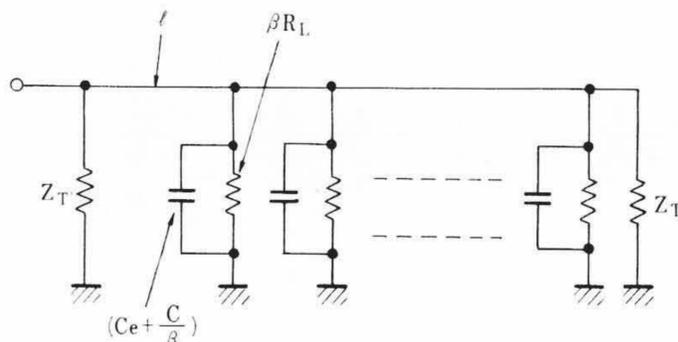


図 2