

α -Fe の強度および再結晶温度に及ぼす 各種合金元素の影響

Effects of Alloying Elements on the Strength and the Recrystallization
Temperature of Alpha Iron

添 野 浩* 坂 本 広 志** 土 屋 正 利**
Kô Soeno Hiroshi Sakamoto Masatoshi Tsuchiya

要 旨

α -Fe の機械的性質および再結晶温度に及ぼす Al, Co, Cr, Cu, Mn, Mo, N, Ni, Si, Ti, V, W, Zr などの影響を研究した。N は微量で強度を著しく増加させるが、再結晶温度に対してはほとんど影響を与えない。 α -Fe の強さに及ぼす合金元素の影響を 1 at/o の合金元素量において比較すると、 $\text{Mo} > \text{Si} > \text{Cu} \approx \text{Mn} > \text{Ni} \approx \text{V} \approx \text{W} > \text{Cr} > \text{Co}$ の順序で強化量が減少する。強化量を約 80% の冷間引抜試料で比較すると、 $\text{Mo} > \text{Cu} > \text{Si} > \text{Mn} > \text{V} \approx \text{W} > \text{Ni} > \text{Cr} > \text{Co}$ の順序になり、合金元素の差が明白にあらわれる。Al, Ti, Zr については 0.2 at/o 以下の範囲を調べたので、強化量を上記の諸合金元素と直接比較できないが、Ti, Zr はかなり顕著な強化作用を示す。また再結晶温度を顕著に上昇させる添加元素として注目されるのは Cu, Mo, Ti, W, Zr で、Al, Co, Cr, Mn, Ni, Si, V などの影響は比較的小さい。

1. 緒 言

α -Fe に対する各種合金元素の固溶強化に関しては、Lacy, Gensamer 氏⁽¹⁾ の研究結果が用いられているが、鉄鋼の強さは微量の C, N によって著しく影響されるので、この点に留意しないと添加元素の影響を正確に評価できないことになる。Lacy, Gensamer 氏らは $715^\circ\text{C} \times 50 \text{ h}$ 湿水素焼鈍した試料を用いているので、C, N の量はかなり減少しているとみられるが、それらの量については明確にされていないので、なお検討の余地があるように思われる。

本実験では、比較的純粋な鉄に Al ($\leq 0.2 \text{ at/o}$), Co ($\leq 2.5 \text{ at/o}$), Cr ($\leq 1.5 \text{ at/o}$), Cu ($\leq 1.0 \text{ at/o}$), Mn ($\leq 1.0 \text{ at/o}$), Mo ($\leq 1.5 \text{ at/o}$), Ni ($\leq 2.5 \text{ at/o}$), Si ($\leq 1.5 \text{ at/o}$), Ti ($\leq 0.2 \text{ at/o}$), V ($\leq 1.0 \text{ at/o}$), W ($\leq 1.0 \text{ at/o}$), Zr ($\leq 0.2 \text{ at/o}$) などの諸元素をそれぞれ単独に添加した 2 元合金を長時間湿水素焼鈍して、C および N を除去し、約 80% (断面減少率) の冷間引抜加工を与えた試料およびこれを再結晶させた試料について引張り試験を行ない、各種合金元素の影響を検討した。なお上記加工試料の焼鈍による軟化過程についても検討を加えた。加工 α -Fe の焼鈍軟化過程に及ぼす各種合金元素の影響については系統的な研究が少ないので、従来の結果^{(2)~(7)} に比較してみるのも興味ある問題と思われる。

2. 実 験 方 法

2.1 試 料

合金の溶製に用いた純鉄は、市販の電解鉄 (純度 99.9%) を約 5 mm 角に碎き、パラジウムはくを通して浄化された H_2 中で $650^\circ\text{C} \times 8 \text{ h}$ 還元後、 $950^\circ\text{C} \times 8 \text{ h}$ 真空焼鈍して、これを電子線溶解炉中の水冷銅るつぼ (図 1 参照) に約 2 kg 装入し、 10^{-5} mmHg の真空中で電子ビームを照射してくり返し溶解したものである。いわゆる Hearth 溶解とよばれる方法で、電子ビームを 30 cm/h の割合でるつぼの長さ方向に沿ってゆっくり移動させ、6 回くり返した後インゴットを裏返して再び前と同様 6 回くり返した。くり返し溶解によって Fe が蒸発し、約 0.8~1.0 kg に減少するが、溶解をくり返した理由は不純物をできるだけ蒸発させるためである。このように溶製された各純鉄インゴットの一部分から圧延加工により 0.8 (T) $\times$ 8 (W) $\times$ 120 (L) mm の板状試料を作成し、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態を通過させて

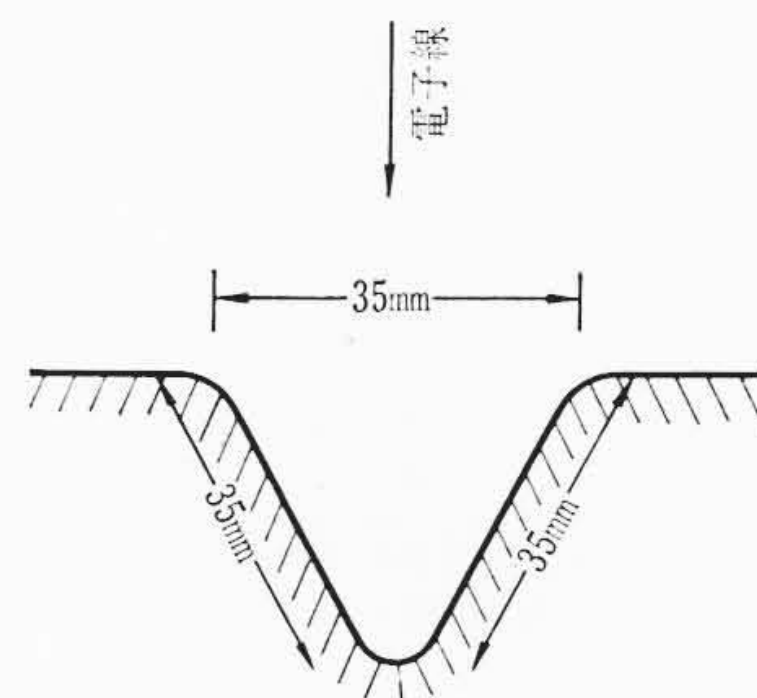


図 1 Hearth 溶解用水冷 Cu るつぼの横断面
(ただし長さ 300 mm)

表 1 添加元素の純度

元 素	純 度 (%)	備 考	元 素	純 度 (%)	備 考
Al	99.5	2S	Ni	99.9	
Co	99.5	Ni: 0.2%	Si	99.9	
Cr	99.99		Ti	99.5	
Cu	99.9	電 気 銅	V	99.8	
Mn	99.9		W	99.9	電子線溶解 Hf-free
Mo	99.9		Zr	99.9	原子炉用

集合組織をランダム化した後、 700°C から水冷し、 $2^\circ\text{C}/\text{min}$ で加熱しながら約 270 c/s の周波数で内部摩擦 (Q^{-1}) を測定すると、 90°C に $5 \times 10^{-4} \sim 8 \times 10^{-4}$ くらいの Snoek's Peak⁽⁸⁾ があらわれる。これは主として N によるピークで、N の濃度を青木氏ら⁽⁹⁾ の研究結果を利用して推定してみると約 6~10 ppm の程度である。

以上のように溶製された純鉄に、表 1 に示す純度の純金属を配合して、約 70 g の母合金を非消耗電極形アーク炉でアルゴンガスふん囲気中で溶製した。この母合金の化学分析を行なった後、目的とする合金成分になるよう純鉄と母合金とを秤量配合 (総量 70 g) し、非消耗電極形アーク炉で試料を溶製した。熱間鍛造後、 $1,000^\circ\text{C} \times 24 \text{ h}$ の真空焼鈍を行ない、冷間線引で 2 mm ϕ の丸棒を作成した。これを約 650°C で長時間湿水素焼鈍して C と N が十分除去されていることを内部摩擦測定によって確認したうえで実験に用いた。すなわち、集合組織をランダム化した 2 mm $\phi \times 110 \text{ mm}$ (L) の丸棒を 700° あるいは 950°C から水冷して直ちにこれを横振動させて内部摩擦を測定した。 950°C から水冷した試料は、Cr, Ti, V, W, Zr などを添加した試料で、安定な特殊窒化物あるいは特殊炭化物などが形成されていることが懸念されるものである。図 2 は測定結果の一例で

* 日立製作所日立研究所 工博

** 日立製作所日立研究所

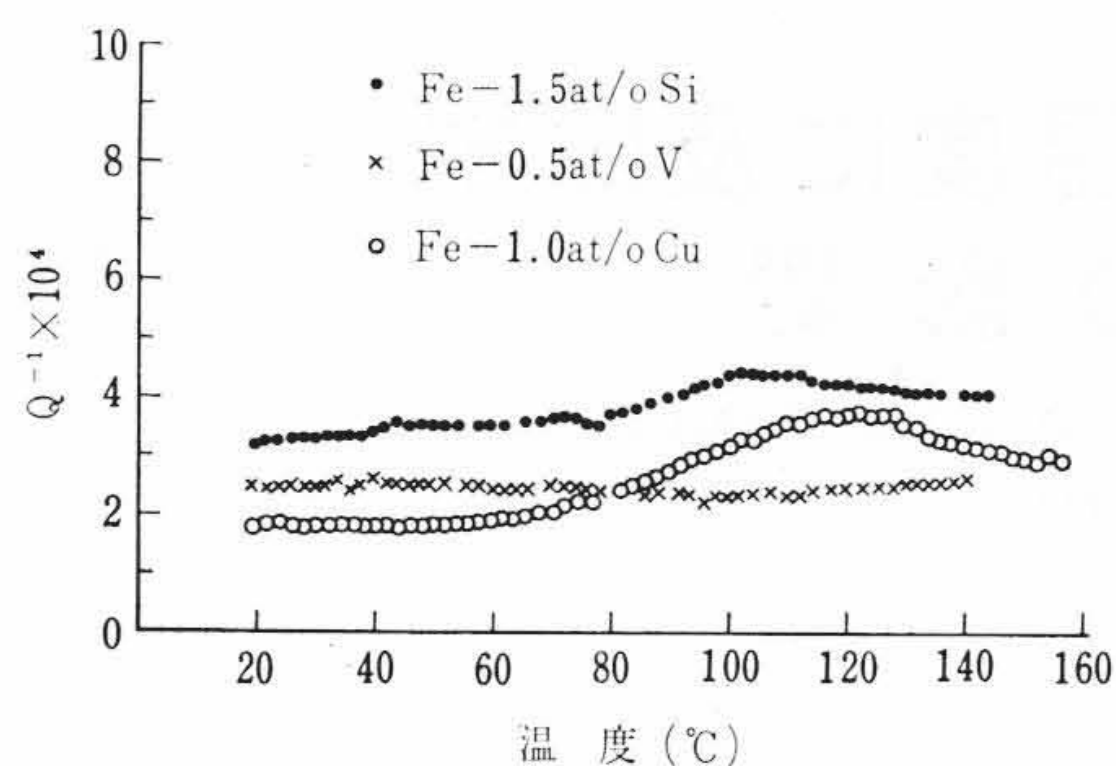


図 2 合金試料の内部摩擦測定結果の一例 (650 c/s)

表 2 試料の配合成分と分析結果

配 合 成 分	分析値 (at/0)	配 合 成 分	分析値 (at/0)
Fe-1.0 at/0 Co	0.95	Fe-0.75 at/0 Mo	0.80
Fe-0.75 at/0 Cr	0.80	Fe-1.5 at/0 Mo	1.55
Fe-1.5 at/0 Cr	1.40	Fe-0.5 at/0 V	0.50
Fe-0.5 at/0 Cu	0.53	Fe-1.0 at/0 V	1.05
Fe-0.5 at/0 Mn	0.55	Fe-0.5 at/0 W	0.43
Fe-1.0 at/0 Mn	0.85		

表 3 Fe-N 合金の内部摩擦測定結果 (1 c/s)

No.	$Q^{-1}_{\max}(N) \times 10^4$	$Q^{-1}_{\max}(C) \times 10^4$	窒 化 条 件
1	12.1	5.4	窒 化 せ ず
2	14.3	6.7	300°C×5 min
3	22.9	7.1	320°C×5 min
4	31.5	11.7*	340°C×5 min
5	55.4	9.7	360°C×5 min
6	64.4	5.7	380°C×5 min

$Q^{-1}_{\max}(N)$: N原子による内部摩擦のピークの高さ。
 $Q^{-1}_{\max}(C)$: C原子による内部摩擦のピークの高さ。
 測定試料の結晶粒径: 0.5~1 mm。
 なお magneto-mechanical damping の影響を除くため 290Oe の磁場中で測定。

あるが、各試料とも $(1 \sim 2) \times 10^{-4}$ 程度の小さい Snoek's Peak が測定されるにすぎない。

さて、上記 2 mmφ の丸棒を 1.1 mmφ に冷間線引後 600°~850°C で再結晶させ、各合金とも結晶粒度を No. 6±0.5 の範囲にそろえてから 0.5 mmφ に冷間線引し、これを引張り試験に用いた。すなわち、冷間加工のままおよびこれを各種温度で焼鈍して、焼鈍温度にともなう引張り強さおよび伸びの変化などを調べた。

表 2 は合金元素の配合値と分析値との差を調べた結果の一例であるが、両者の差はかなり小さい。したがって以下試料の成分値としては配合値をとる。

以上のように溶製された鉄合金のほかに、微量の侵入型溶質原子の影響をみるため、次の方法で Fe-N 合金を作成した。すなわち Johnson-Matthey 社製分光分析標準用純鉄を 650°C で長時間湿水素焼鈍して C+N を除去した後、1 部のものを 300°~380°C で 5 分間 NH₃ ガスで窒化し、N 量を変えた試料 (2.0 mmφ) を作った。2.0→1.1 mmφ に冷間線引後再結晶させて結晶粒度を No. 6±0.5 にし、さらに 1.1→0.5 mmφ に冷間線引したが、この線引の途中で内部摩擦測定用として 0.7 mmφ×160 mm (L) の試料を採取した。これを用い、Kê のねじり振子法⁽¹⁰⁾ (周波数: 1 c/s) で内部摩擦を測定した結果を表 3 に示す。なお、試料 No. 1 は窒化処理を行なわなかったものである。青木氏ら⁽⁹⁾ のまとめた結果からみて、C および N の濃度 (ppm) は近似的にはピークの高さに等しいとしてよい。なお Fe-N 合金についても既述の鉄合金と同様な事項を調べた。

2.2 引 張 り 試 験

使用した試験機はアムスラー社製微小万能試験機で、試験片寸法は 0.5 mmφ×20 mm (L) で、Cross Head 間の距離を 10 mm にして試験片を固定し、一方の Cross Head を 16 mm/min の速さで移

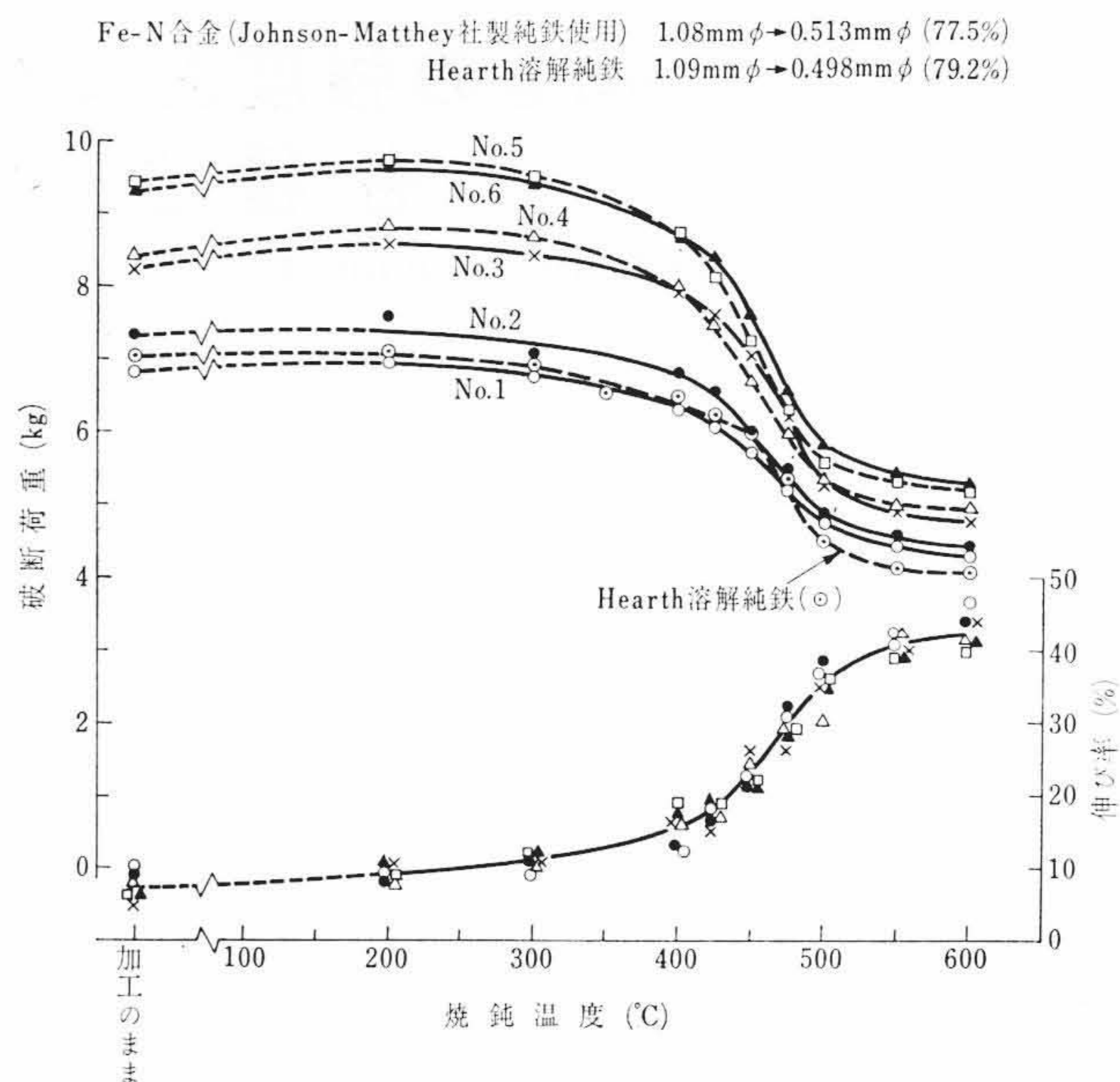


図 3 冷間加工 Fe-N 合金の焼鈍温度による機械的性質変化

動させて試験を行なった。荷重および伸びが光学でこで拡大されて写真乾板上に記録されるので、これから破断荷重、Cross Head 間の距離 10 mm 当たりの伸び率などを求めた。

3. 実験結果および検討

3.1 強さおよび再結晶温度に及ぼす N の影響

Johnson-Matthey 社製純鉄を用いて作成した Fe-N 合金 (表 3) を 600°C から水冷して侵入型溶質原子を固溶させた状態にして約 80% の冷間引抜加工を与え、焼鈍温度による機械的性質の変化を調べた結果を図 3 に示す。各焼鈍温度で 1 h 保持後、空冷 (試料が細線のため、800°C の焼鈍温度でも 10 min 以内に室温に冷却される) して直ちに引張り試験を行なった。また各測定点は 3 本の試験結果を平均したものである。各試料とも 400°~500°C 間の焼鈍温度で強度の低下および伸びの増加が顕著におこっているが、この軟化過程が N 量によって変化する傾向は認められない。C あるいは N の濃度を極端に減少すると、回復によって著しく軟化する事項が明らかにされているが⁽⁵⁾⁽⁶⁾、表 3 に示す程度の侵入型溶質原子濃度の変動によっては再結晶軟化過程があまり影響されないことがわかる。図 3 には、各種鉄合金溶製の原料に用いた純鉄 (継返し Hearth 溶解された電解鉄) について調べた結果も示されているが、Johnson-Matthey 社製の純鉄とほぼ類似した軟化傾向を示している。軟化温度が微量不純物の影響を受けやすいこと⁽³⁾⁽⁷⁾⁽¹⁰⁾ を考慮すると、鉄合金の溶製に用いた純鉄の純度が高いことがわかる。

図 4 は加工試料および 600°C 焼鈍試料について侵入型溶質原子濃度 ($\Sigma Q^{-1}_{\max}$) と破断強さおよび伸びとの関係を示したものである。 $\Sigma Q^{-1}_{\max}$ が比較的小さい範囲で機械的性質が著しく変化している。すなわち置換型溶質原子の固溶強化の評価においては、侵入型溶質原子を十分除去しておく必要があることがわかる。

3.2 固溶強化に及ぼす各種合金元素の影響

加工試料およびこれを再結晶させて結晶粒度を No. 6.5±0.5 の範囲にした試料の引張り試験結果を図 5 および図 6 に示す。図 5 の各測定点は 3 本、図 6 の各測定点は 6~9 本の試験結果を平均したものである。また純鉄の値としては $\Sigma Q^{-1}_{\max} = (5 \sim 10) \times 10^{-4}$ の範囲の試料で測定した結果をまとめた。図 4 の結果から、Johnson-Matthey 社製純鉄についても $\Sigma Q^{-1}_{\max} = (5 \sim 10) \times 10^{-4}$ 範囲の強度が推

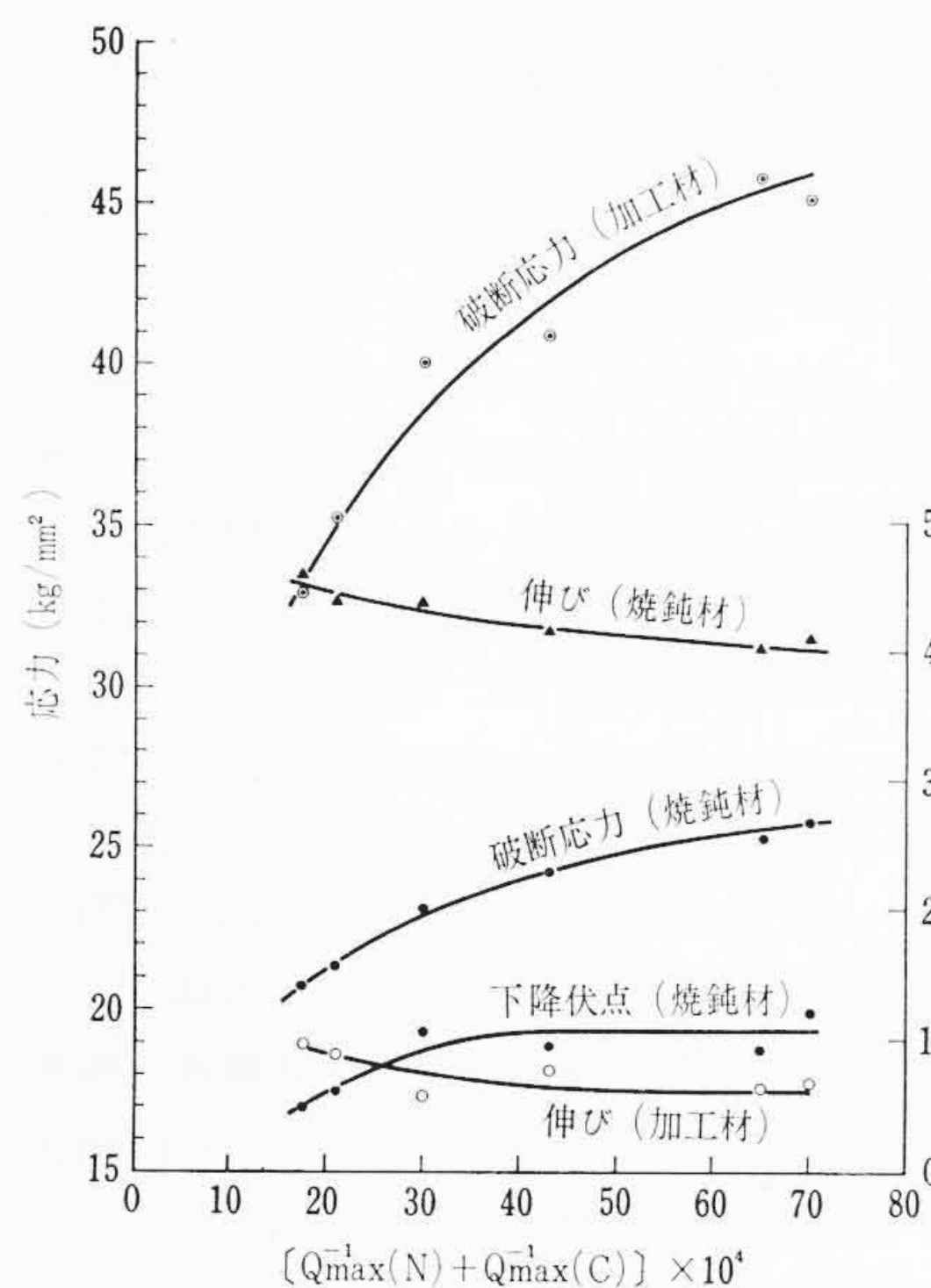


図4 機械的性質に及ぼす侵入型溶質原子の影響

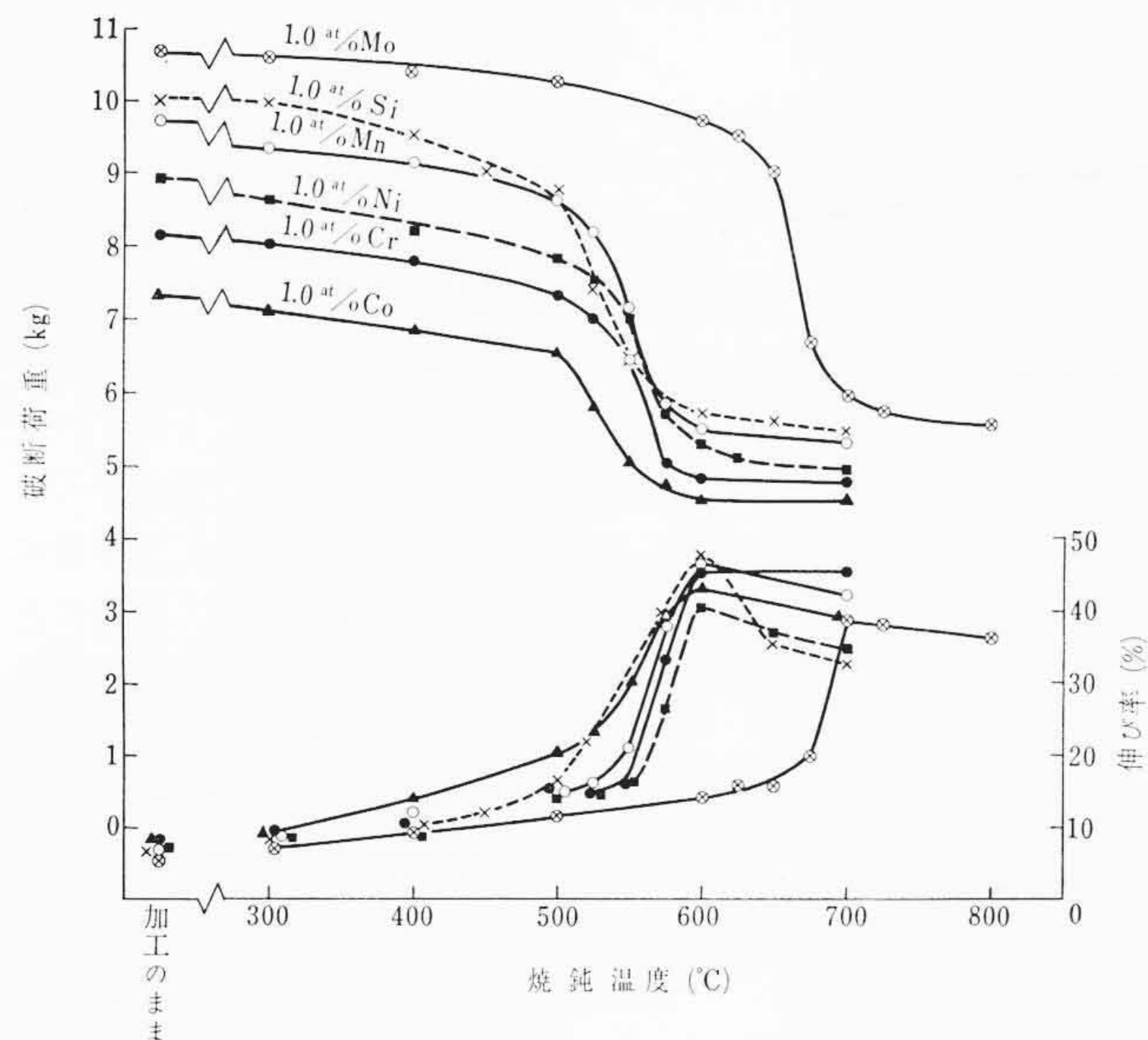


図7 焼鈍温度による機械的性質の変化 (77.5% 冷間引抜)

定されるが、これに比較して図2に示した純鉄の強度は若干大きいようである。不純物含有量の差によると推定されるが、いかなる不純物か明らかでない。

Al, Ti, Zrは添加量が0.2 at/o以下の範囲に限られているため、強さと添加量との関係を十分明らかにし得ないが、かなり顕著な強化作用があることがわかる。これら3種を除いた9種の合金元素について、1 at/oにおける強さに及ぼす影響を比較してみると、加工試料については $\text{Mo} > \text{Cu} > \text{Si} > \text{Mn} > \text{V} \approx \text{W} > \text{Ni} > \text{Cr} > \text{Co}$ 、焼鈍試料については $\text{Mo} > \text{Si} > \text{Cu} \approx \text{Mn} > \text{Ni} \approx \text{V} \approx \text{W} > \text{Cr} > \text{Co}$ の順序で影響が小さくなる。加工試料と焼鈍試料とで明瞭に順序が逆転しているのはCuであるが、 α -Feに対するCuの溶解度はかなり小さいため⁽¹²⁾、加工中に形成された格子欠陥を媒介として、冷間加工中に一部析出が進行することが考えられる。事実、冷間加工材を $100^\circ\text{C} \times 30 \text{ min}$ 程度時効しても数パーセント程度の強度増加が認められるので(α -FeからのCuの析出については別に報告の予定である)上記順序の逆転はこのような原因によると推定される。Niの場合も加工試料と焼鈍試料とで順序が逆転しているようであるが、差が小さいので明確でない。

焼鈍試料の結果を Lacy, Gensamer 氏らの結果⁽¹⁾と比較してみ

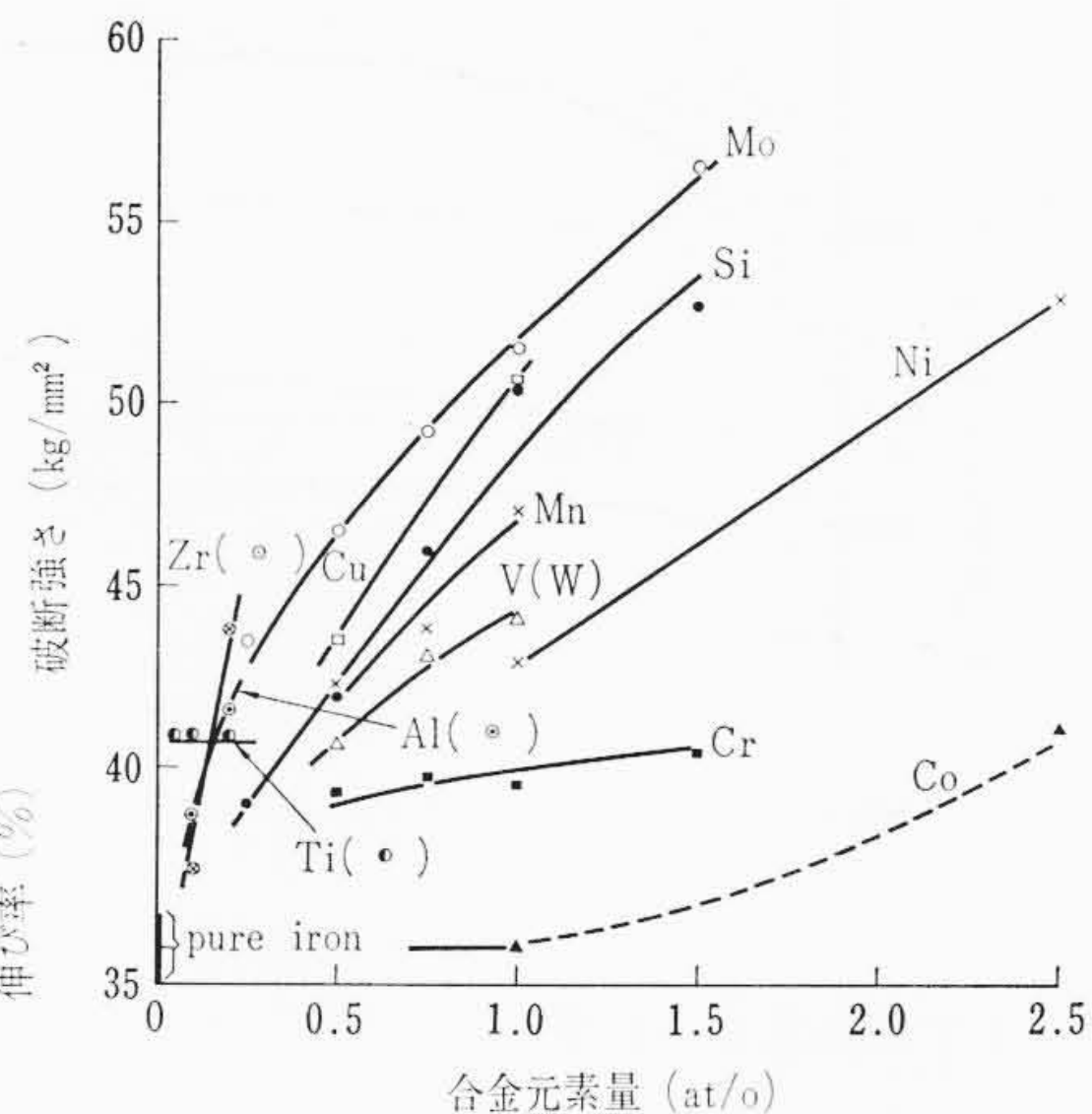


図5 破断強さに及ぼす合金元素の影響 (77.5% 冷間引抜材)

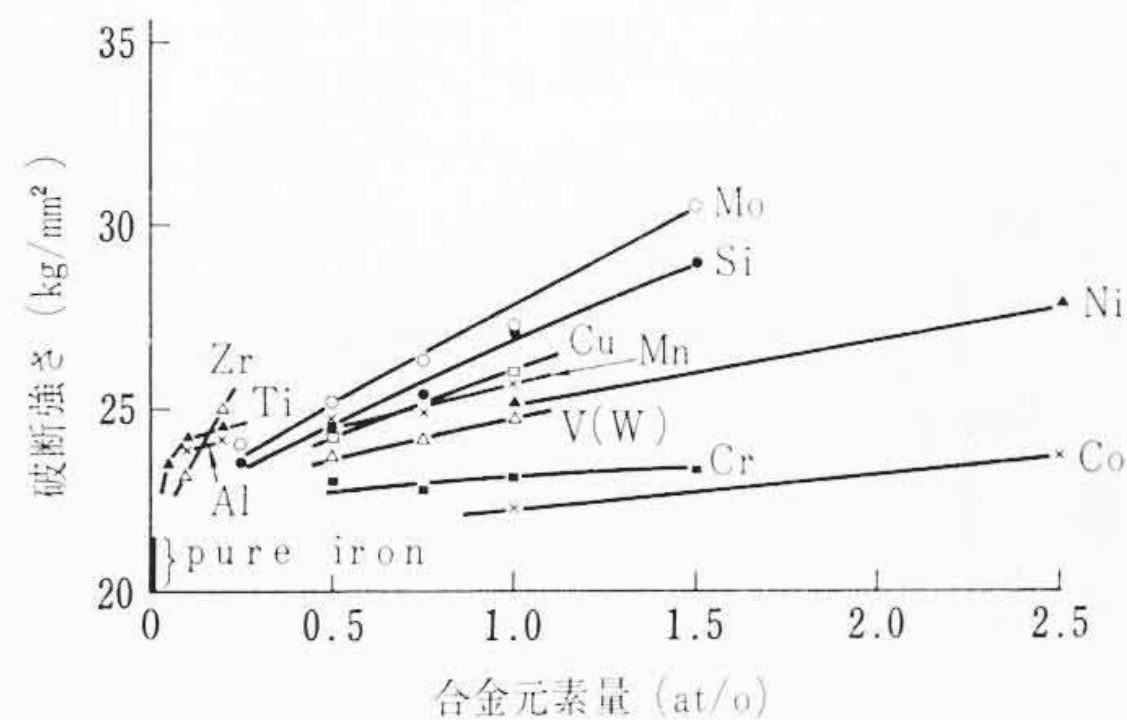
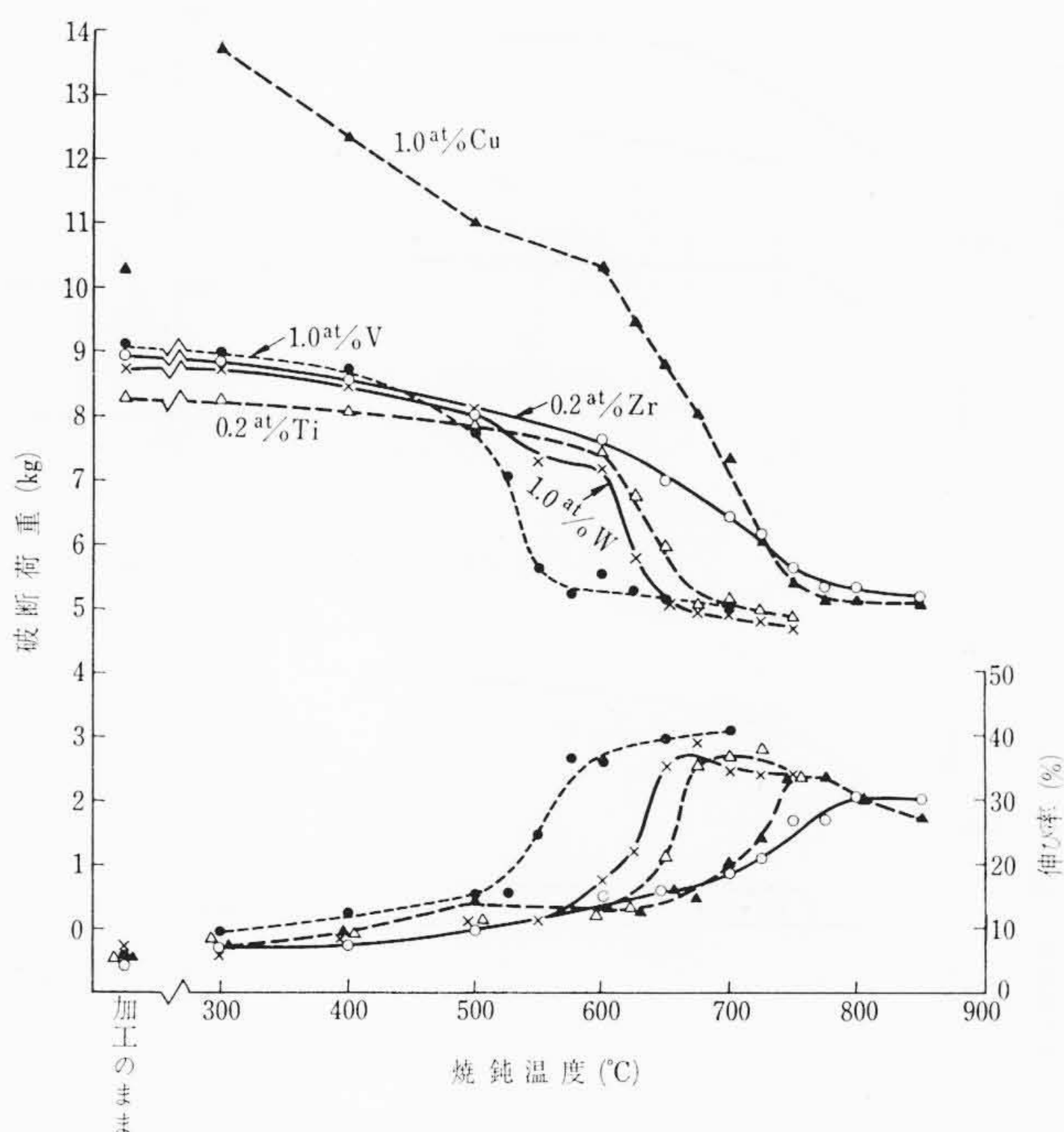


図6 破断強さに及ぼす合金元素の影響 (焼鈍試料, 結晶粒度 6.5 ± 0.5)



ると、次のような相違点がある。

- (i) WがSiと同程度の顕著な固溶強化を示すとされているのに対して、本実験ではNiあるいはVと同程度で、MoやSiに比較してかなり影響が小さい。
- (ii) Vの強化量がNiに比較してかなり小さく評価されているのに対して、本実験ではNiとほぼ同程度である。
- (iii) MoとSiの強化の順序がLacy, Gensamer氏らの結果と本実験の結果とでは逆になっている。

3.3 再結晶温度に及ぼす各種合金元素の影響

焼鈍温度による機械的性質の変化を調べた結果の代表的なものを図7に示す。図7(a)で注目されるのは、1 at/o Si合金の場合回復によって軟化する量 (500°C までの軟化量) が他の合金系に比較して大きいことである。この傾向はFe-Si合金のすべての成分について認められた。図7(b)では、 $300^\circ\text{C} \times 1 \text{ h}$ 熱処理した1 at/o Cu合金の強さが異状に大きい (67.6 kg/mm^2) ことが注目される。これはCuの析出によるもので、加工によって導入された格子欠陥のためにCuの析出が促進されたことによる。0.5 at/o Cu合金も加工試料の強さが 43.5 kg/mm^2 であるのに対して $300^\circ\text{C} \times 1 \text{ h}$ 熱処理試料の強さは 50.8 kg/mm^2 で、明らかに析出硬化が認められる。

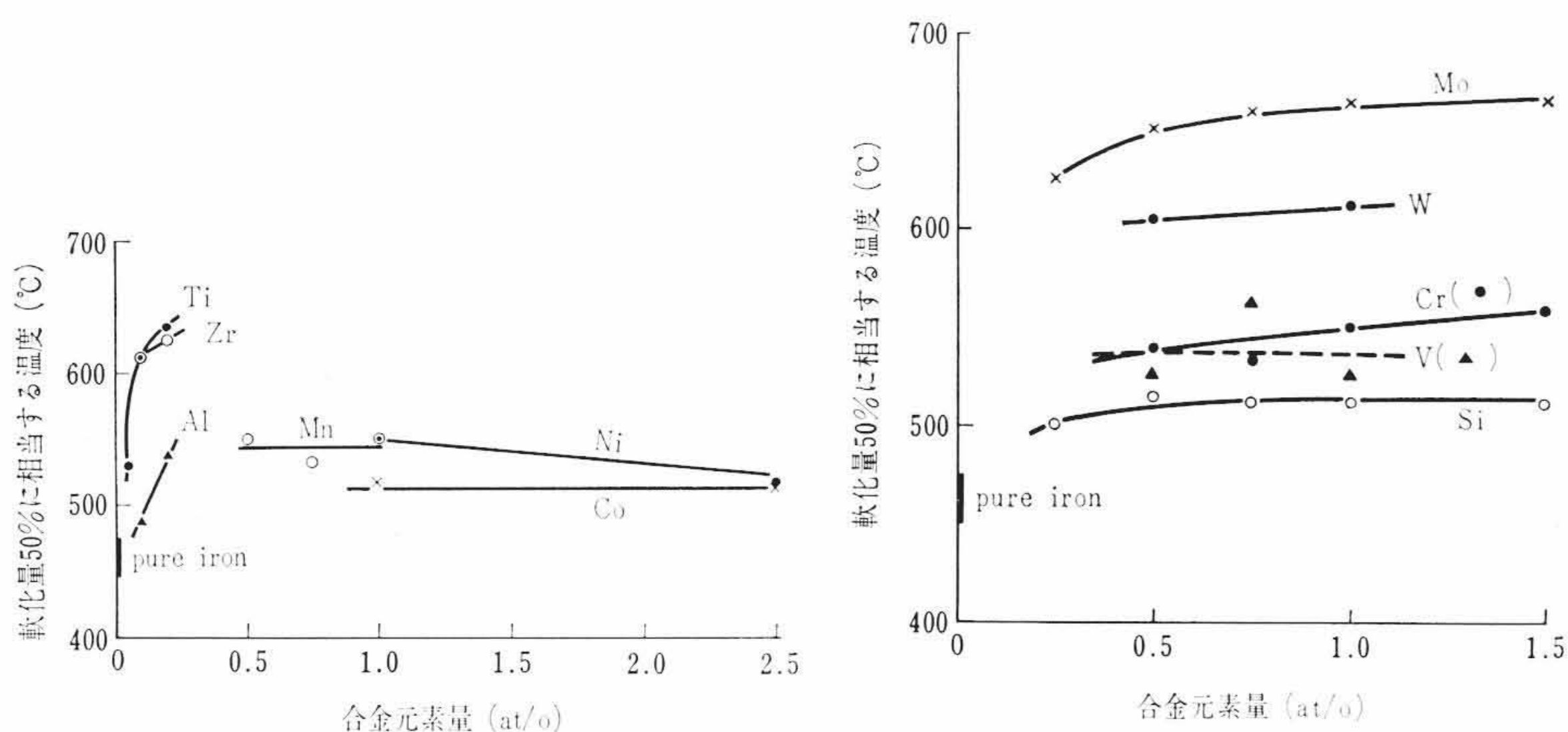


図8 50%軟化温度に及ぼす合金元素の影響

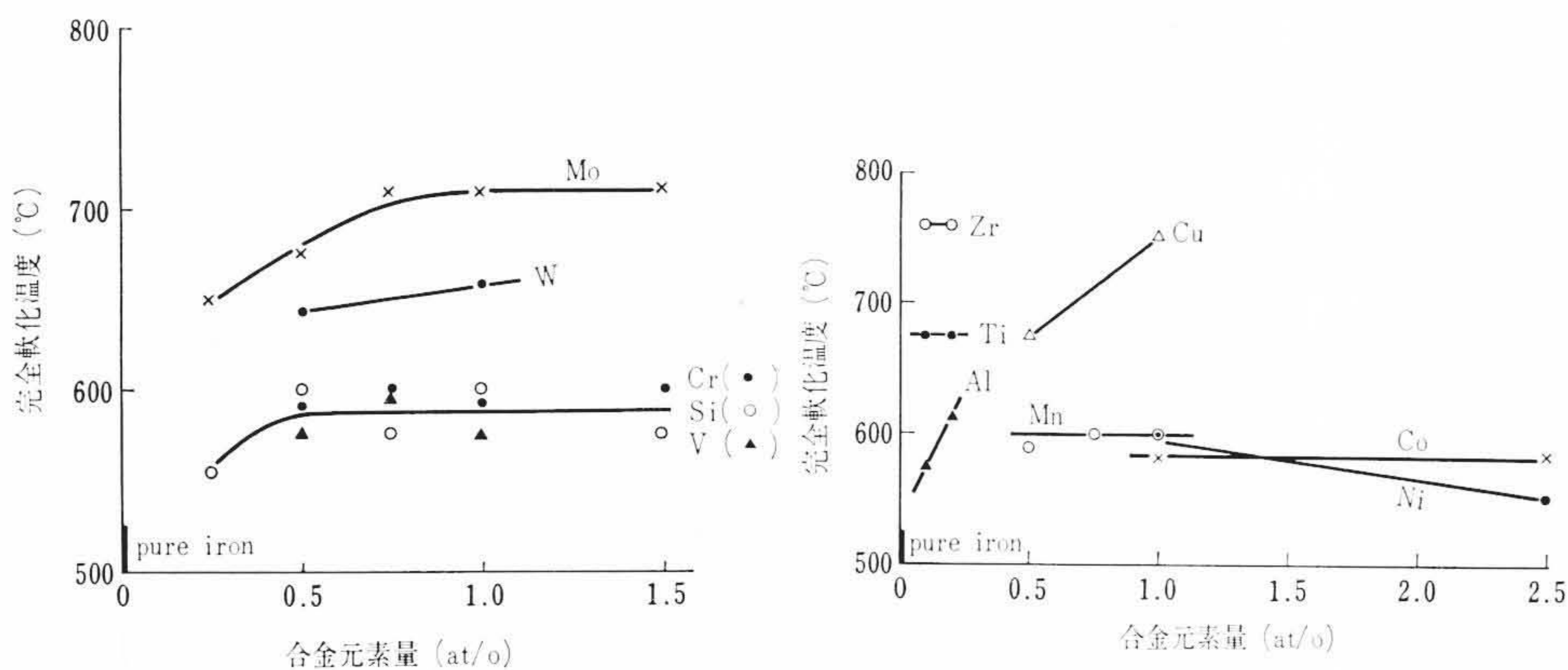


図9 完全軟化温度に及ぼす合金元素の影響

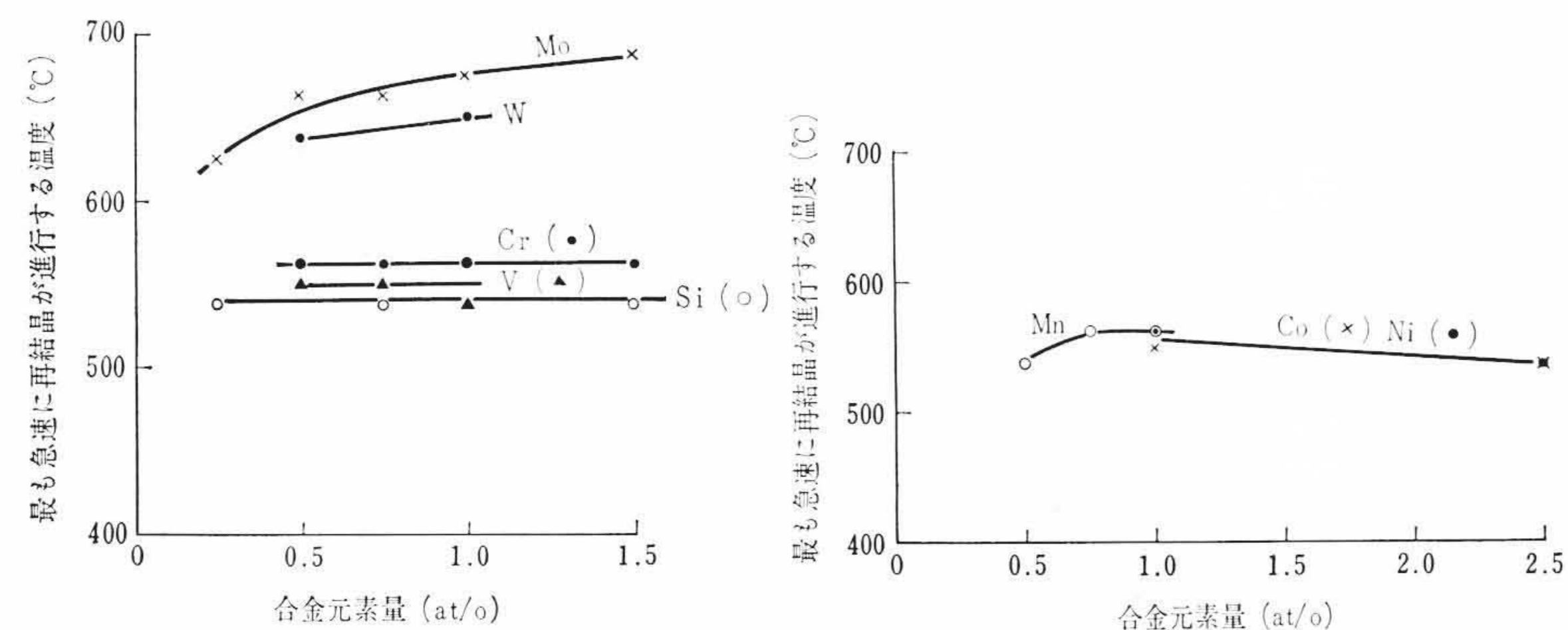


図10 再結晶温度に及ぼす合金元素の影響

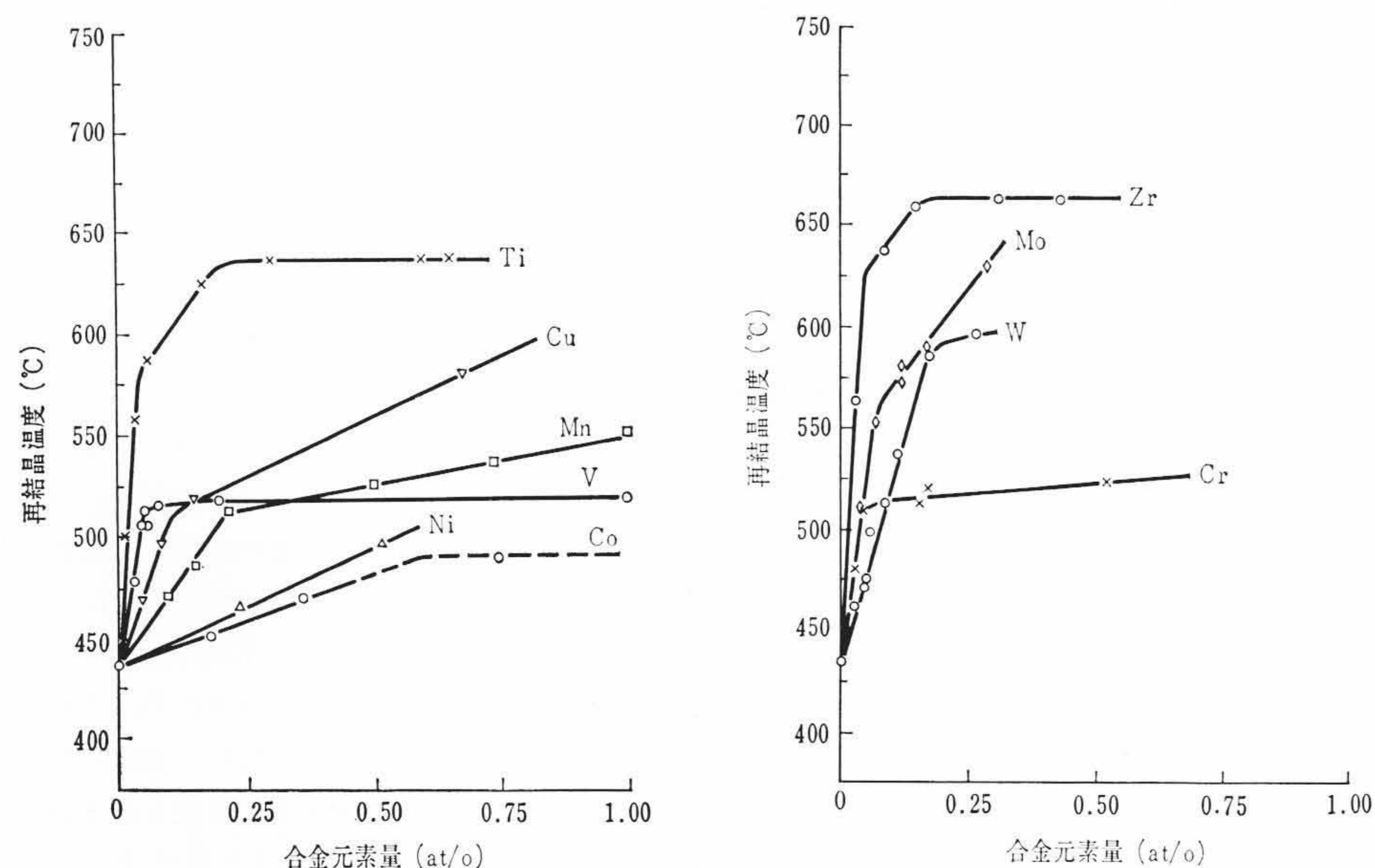


図11 再結晶温度に及ぼす合金元素の影響

図8および図9は、各合金について測定した図7のような軟化曲線から、完全軟化温度および加工による硬化量が半減する温度を求めてプロットした結果である。Fe-Cu合金では析出硬化が重なっているため、軟化量50%に相当する温度のプロットが省略されている。図10は、軟化曲線から再結晶が最も顕著に進行したと推定される温度、すなわち強さと伸びの温度微分が最も大きくなる温度を示したものである。図10において、Fe-Al、-Cu、-Ti、-Zr合金などのプロットが省略されているのは、温度微分がある温度に明瞭なピークを示さないか、あるいは強さと伸びの温度微分のピークに違いが認められるなどの理由によるものである。

完全軟化温度に及ぼす各種合金元素の影響について佐藤ら⁽²⁾の研究があるので、図9をそれに比較してみると、Mo、Ti、Wなどの合金元素が完全軟化温度を顕著に高くする傾向があること、およびMn、Ni、Siなどの合金元素の影響が比較的小さいことなどについてはよく一致している。しかしCr、V、CoなどがMn、Ni、Siなどの影響に比較して完全軟化温度を高くすることが報告されているのに対して、本実験の結果では同程度の影響しか認められない点が異なっている。図10によれば、Alも比較的微量の範囲で完全軟化温度を上昇させているが、佐藤氏ら⁽²⁾の2.5 wt/o以下の範囲での研究結果では、Mn、Ni、Siなど、同程度の影響しか認められないことが報告されているので、Al量がさらに増加しても、0.2 at/o Al合金の完全軟化温度以上には上昇しないと推定される。

図11はAbrahamson, II氏ら⁽³⁾の研究のうち、本研究と同じ添加元素で得られている結果を示したものであるが、微量の合金元素の添加によって再結晶温度が急に上昇している傾向は本実験の結果にもよくあらわれている。

図8～図10を総合して、再結晶温度を顕著に上昇させる添加元素としてはZr、Ti、Mo、Wなどが注目され、影響の大きさもこの順序に小さくなるとみられるが、本実験の精度からみてCo、Cr、Mn、Ni、Vなどの諸元素間で明確な差を認めることは困難である。これらの傾向は図11によく一致している(再結晶温度のとり方はAbrahamson IIらの研究と本研究とは異なるので、再結晶温度自体を問題にすること

はできない)。図 11 によると Cu も再結晶温度をかなり顕著に上昇させている。著者らの結果でも完全軟化温度を Mo あるいはそれ以上に上昇させており、この点では Abrahamson, II 氏らの結果と比較してより大きく再結晶温度を上昇させる傾向があることも考えられる。しかし 0.5 at/o, 1.0 at/o Cu 合金とも、完全軟化温度は α -Fe に対する Cu の溶解度曲線⁽¹²⁾ に相当する温度に近いことが注目される。すなわち、焼鈍温度の上昇にともない、いったん析出した Cu の再固溶による強化が重畳し、完全軟化温度を見かけ上高くしていることが考えられるので、再結晶温度に及ぼす影響としては Abrahamson, II 氏らのほうが正しいであろう。

なお Co および Si の影響において、50% 軟化温度をとると他の合金系に比較して低温になっているのは、回復による軟化量が比較的大きいことによる。

4. 結 言

本報告の要点をまとめると次のとおりである。

- (1) 純鉄に N を約 100 ppm 以下の範囲で添加した Fe-N 合金について機械的性質に及ぼす N の影響を調べ、また 80% の冷間引抜線を用いて再結晶温度に及ぼす N の影響を調べた。破断強さ、降伏強さとも N 量の増加にともない顕著に増加するが、再結晶温度は N 量によりほとんど影響されない。
- (2) α -Fe の破断強さに及ぼす各種合金元素の影響を 80% の冷間引抜線および焼鈍試料について調べたが、1 at/o の合金元素量において、強さに及ぼす影響を比較してみると、加工試料については $\text{Mo} > \text{Cu} > \text{Si} > \text{Mn} > \text{V} \approx \text{W} > \text{Ni} > \text{Cr} > \text{Co}$ 、焼鈍試料については $\text{Mo} > \text{Si} > \text{Cu} \approx \text{Mn} > \text{Ni} \approx \text{V} \approx \text{W} > \text{Cr}$

$> \text{Co}$ の順序で強化量が減少する。以上の諸元素のほかに 0.2 at/o 以下の範囲で Al, Ti, Zr の影響も調べたが、Ti, Zr はかなり強化傾向が大きい。

- (3) 80% の冷間引抜線について、再結晶温度に及ぼす各種合金元素の影響を調べた。再結晶温度は合金元素量の比較的少量の範囲で急に上昇し、その後合金元素量を増加しても再結晶温度はあまり変化しない。とくに再結晶温度を顕著に上昇させる添加元素として注目されるのは Cu, Mo, Ti, W, Zr などで、Al, Co, Cr, Mn, Ni, Si, V などの影響は比較的小さい。

参 考 文 献

- (1) C. E. Lacy and M. Gensamer: Trans. ASM., 32 (1944), 88
- (2) 佐藤, 西沢, 本田: 鉄と鋼 40 (1954) 1115
- (3) E. P. Abrahamson, II and B. S. Blakeney, Jr.: Trans. AIME, 218 (1960), 1101
- (4) W. C. Leslie, F. J. Plecity, J. T. Michalak and F. W. Aul: Trans. AIME, 221 (1961), 691, 982
- (5) G. Venturello, C. Antonione and F. Bonaccorso: Trans. AIME, 227 (1963), 1433
- (6) C. Antonione, G. Della and G. Venturello: Trans. AIME, 230 (1964), 700
- (7) C. W. Spencer and F. E. Werner: Iron and its dilute solid solution, John Wiley & Sons (1963)
- (8) 市山: 富士製鉄技報, 11 (1962), 352, 12 (1963), 14, 270, 397; 13 (1964), 27
- (9) 青木, 関野, 藤島: 金属学会誌, 26 (1962), 47
- (10) T. S. Kê: Phys. Rev. 71 (1947), 533
- (11) K. Lücke and K. Detert: Acta Met. 5 (1957), 628
- (12) H. A. Wriedt and L. S. Darken: Trans. AIME, 218 (1960) 30

第 28 卷

日

立

第 8 号

目

次

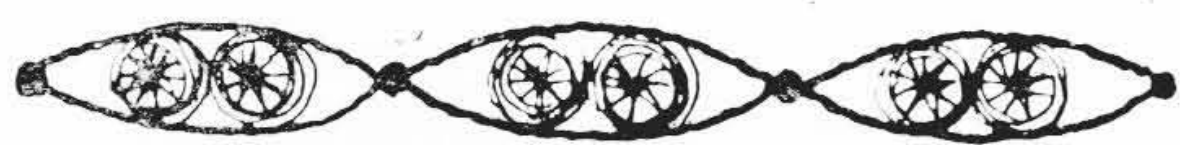
- 随 筆「枝豆うり」 鴨下晃湖
- 〈東名高速道路〉
- 電子計算機第 2 回 その考えかた
- 国 語 を 整 理 す る
- 水道オートメーション化への第 1 歩
- 刈 払 機 の あ る 農 業 経 営
- 佐賀県福島炭鉱に活躍する切すかし式坑道掘進機

- 緑の産業ハイウェイ栗予トンネルを行く
- 話のロビー「カゼ・カゼ・風」
- トビック「爽快! ウォータースライダー」
- ハイライト「最短納期で完成した年産 10 万トンエチレンプラント」
- サ イ エ ン ス ジ ョ ッ キ ー
- ニ ュ ー ス

発行所 日立評論社

取次店 株式会社 オーム社書店

東京都千代田区丸の内 1 丁目 4 番地
振替口座 東京 71824 番
東京都千代田区神田錦町 3 丁目 1 番地
振替口座 東京 20018 番



特 許 の 紹 介



特 許 第 428139 号 (特公昭 39-3151)

佐々木卓也

横 置 給 水 加 熱 器

この発明は、胴体径を著しく縮減でき材料、製造費の低減が可能な横置給水加熱器を提案したものである。

過熱戻し部 1 と疎水冷却部 3 を胴体 10, 11 内に内蔵する形態のもので、しかも横形配置のものでは、構造上ことに、その容積の配置に制約を受けている個所として、過熱蒸気入口孔 5、疎水入口孔 6 近傍がある。つまり、過熱蒸気入口孔 5 近傍は流入する過熱蒸気の一定量を収容できるようにするため、一定の容積を必要とする。また、疎水入口孔 6 近傍を検討してみると、凝縮部 2 の底部に滞留した疎水が吸入されて疎水冷却部 3 内に円滑に流入せんがためには、入口孔 6 は滞留する疎水内に没入するに必要な一定長さとし、また疎水の流入抵抗を少なくするためにその入口端部と胴体 11 内壁との間に一定間隔を設置する必要がある。このような制約を受け、胴体径が増大するのが横形配置の特長的な点である。しかしこのような事情を考慮に入れて設計された胴体はあくまで上述の条件を満足すべくして提供されたものであるから、その他の部所つまり凝縮部 2 と疎水出口孔 7 近傍は必要以上の容積が無益の状態に胴体内に形成されており、今日までこれを必然的結果として黙認していたのが現状である。

この発明は、過熱蒸気入口孔 5 をそなえた胴体 10 と、疎水出口孔 7 を内部に収納した胴体 11 をして、互いに偏心となして結合したこ

とを特長とするものである。すなわち、従来、必要以上の容積が配置されていた凝縮部 2 と疎水出口孔 7 近傍を必要十分な容積までに縮減して構成し、熱交換媒体が各部所において良好に作動できるように胴体 10, 11 を互いに偏心となして結合したものである。

よって本発明によれば、胴体径を著しく縮減でき材料、製造費の低減が可能となる。(山元)

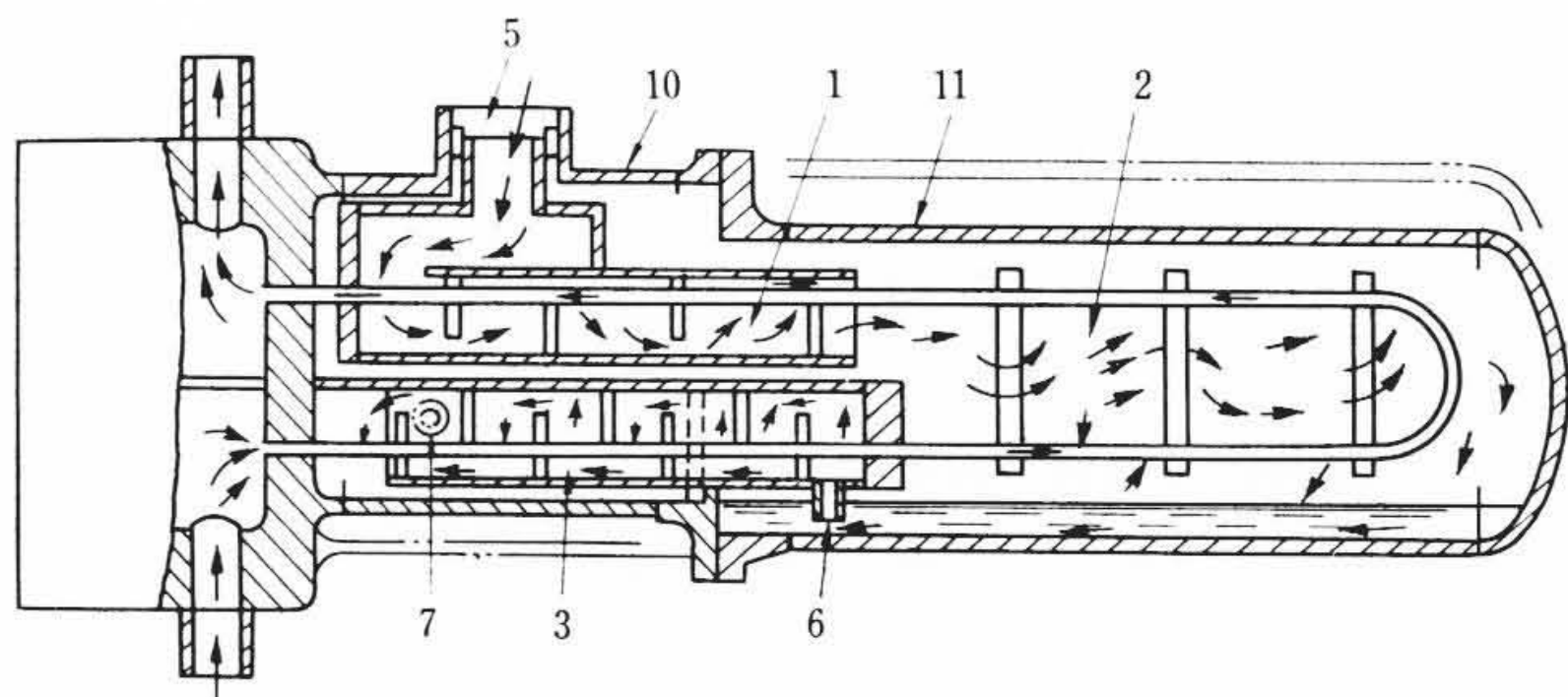


図 1

特 許 第 431930 号 (特公昭 39-2266)

中 山 敬 造

限 時 継 電 装 置

各種の電気装置において、ある信号が与えられてから任意時間遅れて出力信号を得たり、あるいはある信号が消滅しても任意時間出力信号を継続して得たい場合がある。この発明はこのような場合に使用することのできる無接点式の限時継電装置を提供するものであり、簡単な回路構成で、かつ回路定数の変更で限時動作限時復帰、瞬時動作限時復帰、限時動作瞬時復帰の任意の特性を任意にうることができる。

図 1 はこの発明の実施例を示すブロック図で 1 は入力端子、6 は出力端子である。2 はシュミット回路のような信号弁別回路で入力信号 S_1 が一定値 T_1 以上のとき出力信号 S_2 を生じ、 T_2 以下のとき出力信号 S_2 を消滅させる。 S_2' は 2 に S_2 があらわれていないときえられる信号である。3, 3' はそれぞれ信号 S_2, S_2' を積分する積分回路である。4, 4' はそれぞれ 3, 3' の出力 S_3, S_3' を入力とするレベル検出器で S_3, S_3' が所定値以上に達すると出力 S_4, S_4' を生じ、 S_3, S_3' の消滅とともに S_4, S_4' も消滅する。5 はフリップフロップ回路のようなスイッチ回路で信号 S_4 によって動作を開始し出力信号を出す、信号 S_4' によってリセットされ出力は消滅する。図 2 は各出力の波形を示すものである。図から明らかなように入力信号 S_1 は時刻 t_1

において一定値 T_1 に達しているが出力 S_5 は t_1' においてようやくあらわれている。すなわち $t_1'-t_1$ の限時時間をもって動作している。一方時刻 t_2 において S_1 は T_2 以下になっているが S_5 は t_2' においてようやく消滅している。すなわち $t_2'-t_2$ の限時時間をもって復帰している。しかしてそれぞれの限時時間は積分回路 3, 3' の回路定数を任意に設定することで自由に設定でき、前述したような任意の特性の組合せとすることができるものである。(福島)

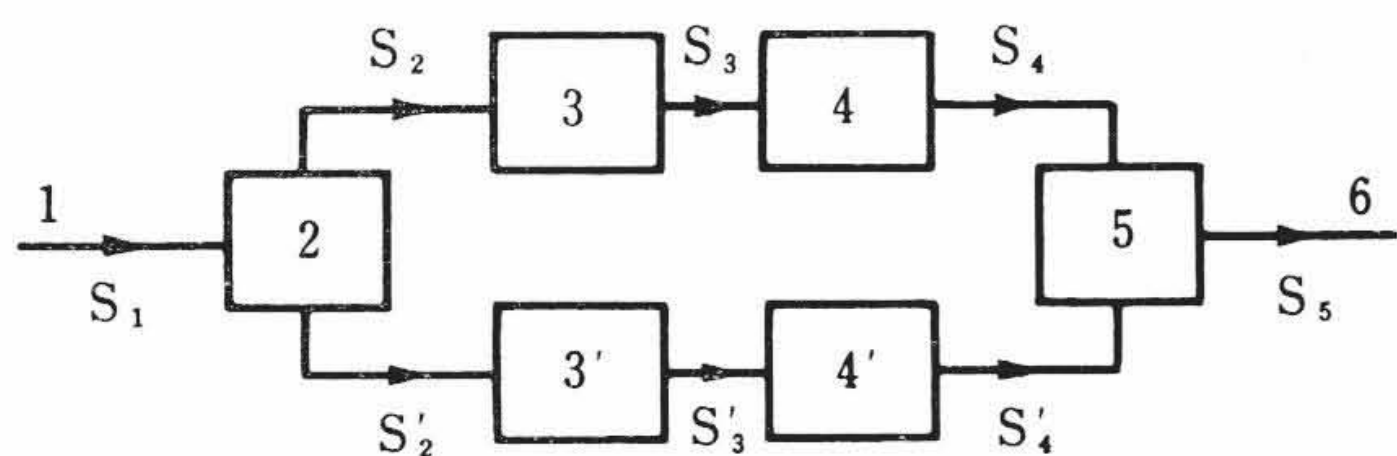


図 1

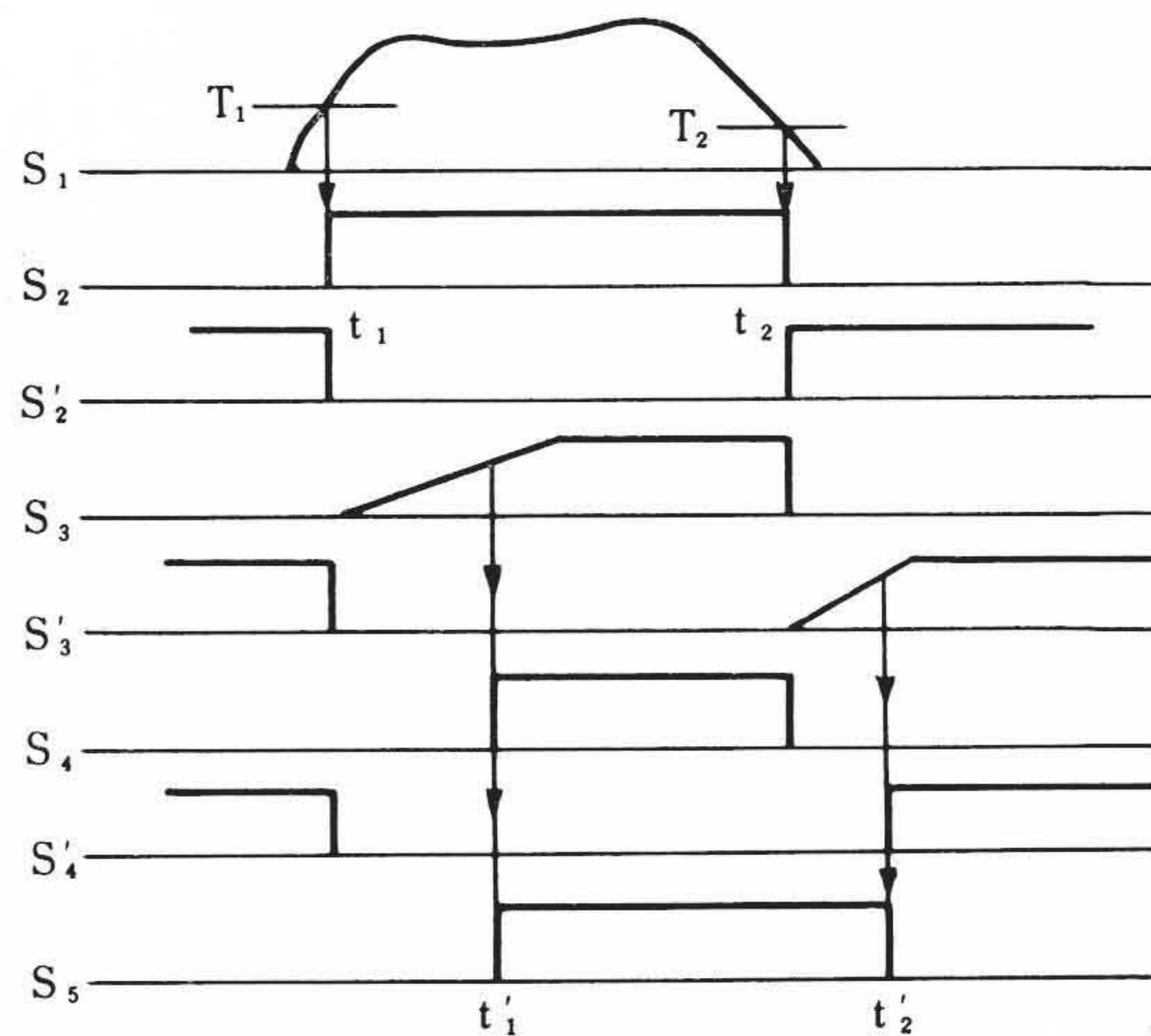


図 2