

© 1990 ISIJ

論 文

Cr-Ni オーステナイト鋼の機械的性質および磁氣的性質に及ぼす合金元素と加工熱処理の影響

武本 敏彦*・村田 康*²・田中 照夫*²

Effects of Alloying Elements and Thermomechanical Treatment on Mechanical and Magnetic Properties of Cr-Ni Austenitic Steel

Toshihiko TAKEMOTO, Yasushi MURATA and Teruo TANAKA

Synopsis :

Effects of alloying elements and thermomechanical treatment on mechanical and magnetic properties of Cr-Ni austenitic stainless steel have been investigated.

N and Si increase hardness after cold rolling as well as strain age hardening. Si decreases γ stability with respect to α' transformation, while other alloying elements increase it. Nonmagnetism can be maintained by controlling Ni_{eq} , an index of γ stability. High strength-nonmagnetic stainless steel can be obtained by utilizing strain age hardening and Ni_{eq} .

Si changes deformation mode from dislocation multiplications to formation of stacking faults. Si increases X-ray halfwidth at a given cold rolled condition, while decreasing it after aging treatment. It is considered that a large strain age hardening by Si is attributed to increase of internal strain and precipitation hardening. The decrease of γ stability by the addition of Si may be due to the acceleration of formation of α' phase by virtue of ϵ phase.

Key words : hardness ; permeability ; austenitic stainless steel ; Si ; N ; strain age hardening ; strain-induced martensite transformation ; austenite stability.

1. 緒 言

近年, VTR, OA 機器などに代表される電子産業の著しい成長にともない, 種々の磁性材料が使用されているが, それに付随して非磁性材料も多用されている。今後, これらの機器の高性能化, 高精度化, 小型化が進むにつれて高強度, 耐摩耗性, 耐食性, 溶接性など非磁性材料に要求される特性がますます厳しくなるものと予想される。

非磁性ステンレス鋼としてはオーステナイト系ステンレス鋼 (以下, γ 系鋼と称す) が用いられる。 γ 系鋼の高強度化の手段として C, N などの元素による固溶強化, 冷間加工による加工硬化および時効処理による時効硬化などが挙げられる。そのうち, 準安定型 γ 系鋼の SUS301, SUS304 をばね材として使用する際, 冷間加工後, 時効硬化処理を施す場合もある¹⁾。この冷間加工後の時効硬化はひずみ時効硬化と呼ばれているが, ひずみ時効硬化挙動に関する報告は少なく, さらに非磁性鋼

である安定型 γ 系鋼のひずみ時効硬化挙動に関する報告もあまりみられない²⁾。

一方, γ 系鋼はその組成によって γ 相の安定度が著しく変化し, 凝固時にデルタ (δ) フェライト相が生成したり, 冷間加工により加工誘起マルテンサイト (α') 相が生成したりする。これらの相は強磁性であり容易に磁化するため, 非磁性鋼として使用できなくなる。したがって高強度非磁性ステンレス鋼を得るには δ フェライト相, α' 相の生成に対する γ 安定度を十分に把握する必要がある。

δ フェライト相, α' 相は γ 系鋼の熱間加工性, 溶接高温割れ感受性, 機械的性質, 成形性などに大きな影響を与えるため, 過去に数多くの報告がみられる^{3)~8)}。このうち α' 変態に対する γ 安定度の指標には Md_{30} ⁹⁾¹⁰⁾, $Md^{11)}$, Ni 当量¹²⁾¹³⁾などが提唱されており, 鋼の成分設計などを行う上で活用されている。しかしながら, これらの指標は α' 相の多い場合に適用されるもので, 透磁率 (μ) の低い, すなわち α' 相の生成量の極めて少

昭和 61 年 10 月, 62 年 10 月本会講演大会にて発表 平成元年 8 月 31 日受付 (Received Aug. 31, 1989)

* 日新製鋼(株)鉄鋼研究所 Ph. D. (Steel R & D Laboratories, Nisshin Steel Co., Ltd., 4976 Oaza-Tonda Shinnanyo 746)

*² 日新製鋼(株)鉄鋼研究所 (Steel R & D Laboratories, Nisshin Steel Co., Ltd.)

ない、非磁性領域にまでそのまま適用できるか否かは検討の余地があるものと考えられる。

そこで本報では安定型 γ 系鋼において固溶強化元素として N, Si¹⁴⁾ に着目し、ひずみ時効硬化による高強度化の検討を行うとともに冷間圧延後の透磁率に及ぼす合金元素の影響を調査した結果について述べる。

2. 実験方法

Table 1 に用いた供試材の化学成分を示す。A1 は低 N 含有のベース鋼で A2~A11 はそれぞれ N, Mn および Si 量を変動させたものである。B1~B12 は高 N 含有鋼で、B1~B4 は Si 量を変動させたもの、B5~B12 は高 Si 含有の B4 をベース鋼として Mn, Ni および Cr 量をそれぞれ変動させたものである。

これらの供試材を高周波真空溶解炉にて Ar 雰囲気下で 30 kg 溶製し、鍛造、1100°C × 30 min の溶体化処理後、冷間圧延と 1070°C での焼鈍を繰り返して 1.5 mm t の焼鈍材とした。結晶粒度は ASTM No. で 8 番となるよう焼鈍時間を調整した。ついでこれらの焼鈍材に 60% までの冷間圧延を施した。この際、圧延温度を 20°C に制御し、機械的性質、磁氣的性質に及ぼす圧延温度の影響を排除した。その後、300~600°C の温度範囲で時効処理ならびに低温焼鈍を施した。

硬さはピッカース硬度計にて測定し、透磁率は磁気天秤を用いて 79 600 A/m の磁場のもとで測定した。また冷間圧延および時効処理後の組織変化は X 線回折法 (使用 X 線: CoK α) と電子顕微鏡法にて調査した。

Table 1. Chemical compositions of steels used (wt%).

S. No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	N
A1	0.048	0.38	1.38	12.90	15.81	0.036
A2	0.045	0.37	1.29	13.03	15.65	0.064
A3	0.045	0.37	1.42	13.02	15.69	0.092
A4	0.049	0.39	1.57	12.87	15.67	0.140
A5	0.048	0.39	2.98	12.91	15.74	0.033
A6	0.053	0.39	4.52	12.89	15.95	0.014
A7	0.035	0.39	6.14	13.00	15.71	0.033
A8	0.047	1.35	1.49	12.77	15.91	0.027
A9	0.047	2.38	1.50	12.78	16.32	0.029
A10	0.049	4.11	1.64	12.77	15.91	0.037
A11	0.062	5.23	1.26	11.94	16.51	0.054
B1	0.048	0.53	3.89	12.07	16.50	0.146
B2	0.049	1.70	3.83	12.00	17.13	0.150
B3	0.048	3.09	3.86	12.16	17.25	0.140
B4	0.048	4.65	3.93	12.13	17.10	0.120
B5	0.047	4.68	5.94	12.25	17.30	0.137
B6	0.053	4.72	9.69	12.35	17.25	0.160
B7	0.064	4.95	8.08	11.29	13.26	0.128
B8	0.064	5.11	8.05	11.93	13.33	0.115
B9	0.044	4.49	8.21	13.25	13.34	0.134
B10	0.077	5.27	7.99	12.09	16.13	0.166
B11	0.064	4.99	8.10	12.10	16.96	0.156
B12	0.054	5.38	4.84	14.65	17.55	0.138

3. 実験結果

3.1 硬さに及ぼす合金元素と加工熱処理の影響

Fig. 1 に A シリーズの焼鈍材、60% 冷延材の硬さに及ぼす N, Mn および Si の影響を示す。焼鈍材についてみると硬さは Mn 量の増加につれて減少するのに対し、N および Si 量の増加につれて増加する。60% 冷延材においても同様で Mn は硬さを低下させるのに対し、N および Si は硬さを増大させ、とくに Si は高含有量域でその効果が著しい。

Fig. 2 に A1 (ベース鋼), A4 (N 含有鋼), A7 (Mn 含有鋼) および A10 (Si 含有鋼) の 60% 冷延材の硬さに及ぼす時効温度の影響を示す。なお、保持時間は 1 h で

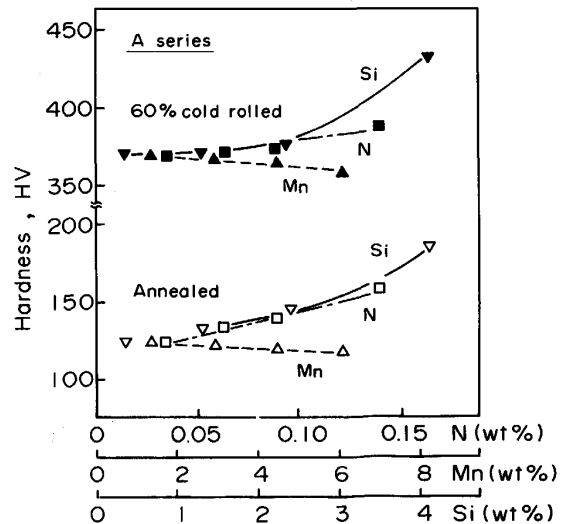


Fig. 1. Effect of N, Mn and Si on hardness for annealed and 60% cold rolled conditions of steels in A series.

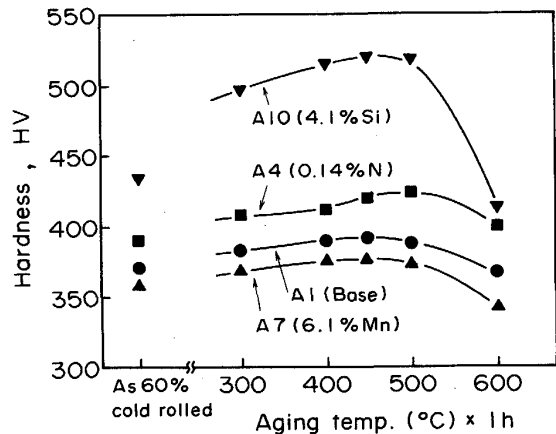


Fig. 2. Effect of aging temperature on hardness after 60% cold rolled for A1, A4, A7 and A10 steels.

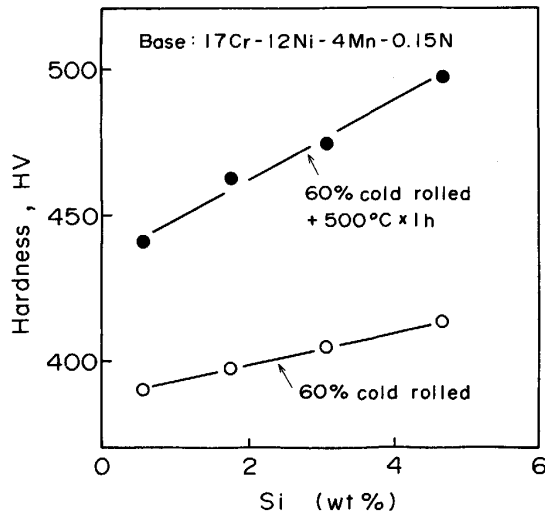


Fig. 3. Effect of Si on hardness for 60% cold rolled and aged conditions of steels in B series.

ある。各鋼とも 450~500°C で硬さのピークを呈する。時効処理による硬さの増加量についてみると A1, A7 では約 20 と小さいが, A4 では約 50, A10 では約 90 と冷延材の時効硬化度が大きいことがわかる。

Fig. 3 に B シリーズの 60% 冷延材と 500°C × 1 h 時効材の硬さに及ぼす Si の影響を示す。両者とも Si 量の増加につれて直線的に硬さが増加している。Si 量 1% による硬さの増加度 (ΔHV) は 60% 冷延材で 5.5, 500°C × 1 h 時効材で 13.7 であり, Si は冷延材の時効硬化度を著しく増大させることがわかる。

以上の結果より N および Si は焼鈍材および冷間圧延材の硬さを増加させるとともに冷延材の時効硬化度を増大させることにより高強度化に大きく寄与することがわかった。

3.2 透磁率に及ぼす合金元素と冷間圧延の影響

Fig. 4 に A シリーズの焼鈍材と 60% 冷延材の μ に及ぼす N, Mn および Si の影響を示す。焼鈍材では Mn の増加につれて μ は若干減少する傾向がみられるが, N, Si が増加しても μ はほとんど変化しない。一方, 60% 冷延材についてみると, N, Mn が増加すると μ は減少するのに対し, Si が増加するにつれて μ は約 2% Si まではほとんど変化せず, それ以上で急激に増加するようになる。

Fig. 5 に B シリーズの焼鈍材と 60% 冷延材の μ に及ぼす Mn, Si, Ni および Cr の影響を示す。焼鈍材では Mn, Cr の増加につれて μ は若干減少するが, Si, Ni が増加しても μ はほとんど変化しない。一方, 60% 冷延材では Si は Fig. 4 の場合と同様に μ を増大させ, γ 安定度を低下させるのに対し, Mn, Ni, Cr は μ を減

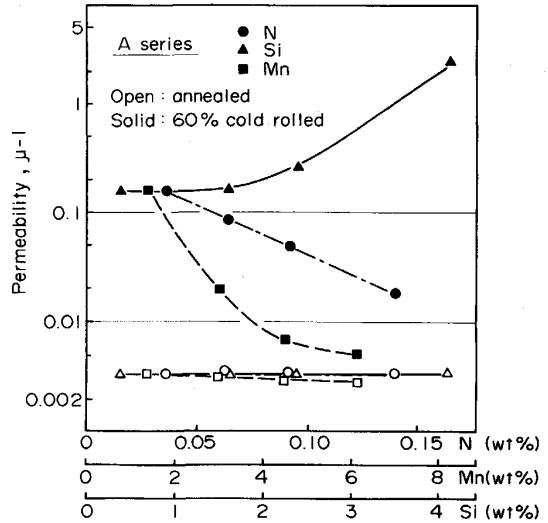


Fig. 4. Effect of N, Si and Mn on permeability for annealed and 60% cold rolled conditions.

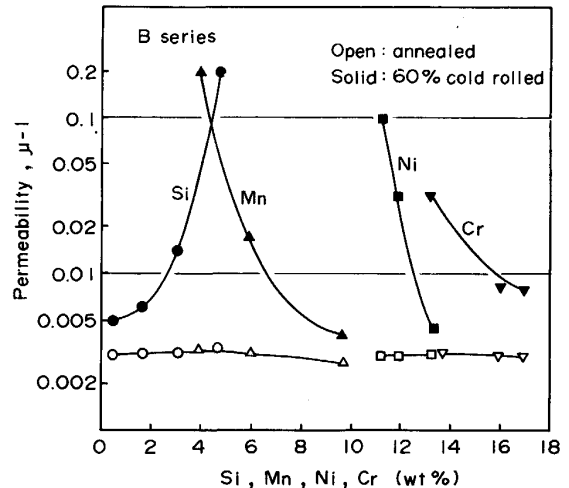


Fig. 5. Effect of Si, Mn, Ni and Cr on permeability for annealed and 60% cold rolled conditions for steels in B series.

少させ, γ 安定度を増加させる。ただし, Ni に比べて Mn, Cr の γ 安定度への寄与は小さいことがわかる。

以上のデータをもとに γ 安定度への合金元素の寄与の度合いを 60% 冷延材の $\log(\mu - 1)$ と合金元素の間で回帰計算を行い, γ 安定度の指標として次式の Ni_{eq} を得た。

$$Ni_{eq} = Ni + 0.60 Mn + 9.69 (C + N) + 0.18 Cr - 0.11 Si^2 \dots \dots \dots (1)$$

(ただし各合金元素の含有量は wt% である)

なお重相関係数は 0.95 であった。またここで用いたデータは μ が 1.005~1.1 の範囲とした。Fig. 6 に 60% 冷延材の Ni_{eq} と μ の関係を 40% 冷延材の結果とあわせて示す。各データは比較的ばらつきが少なく, よく整

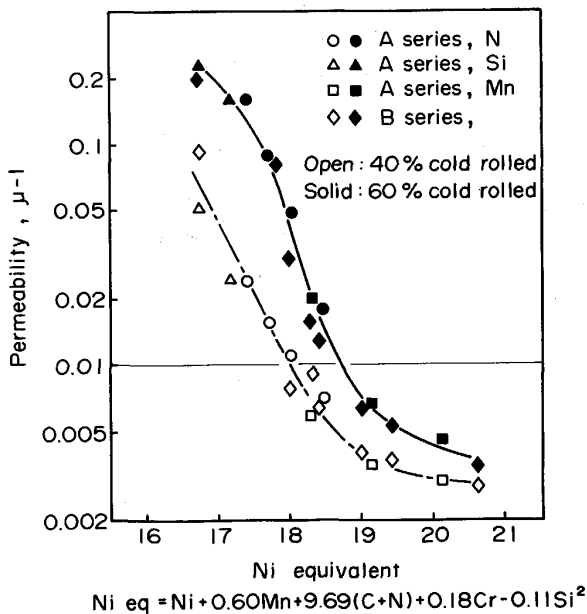


Fig. 6. Relation between Ni equivalent and permeability for cold rolled conditions.

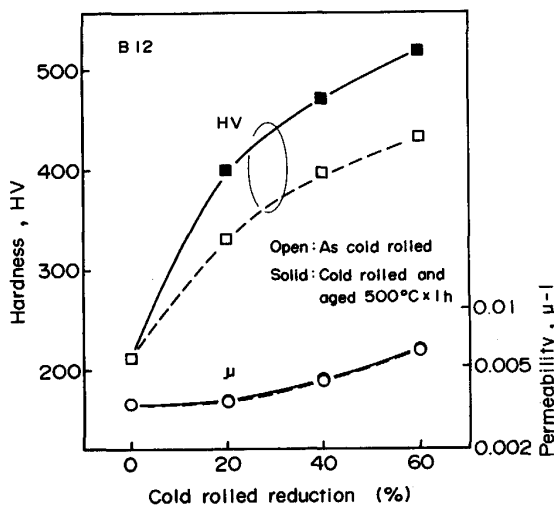


Fig. 7. Change in hardness as a function of cold rolled reduction of B12, as cold rolled and subsequently aged at 500°C for 1 h.

理できるといえ、(1)式の Ni_{eq} が冷間圧延に対する γ 安定度の指標として使用できると考えられる。ここで仮に非磁性の定義を $\mu < 1.01$ とすると、冷間圧延にて高強度化を図る場合、付与する冷間圧延率に応じて Ni_{eq} を臨界値以上になるよう成分調整することで非磁性を維持できることになる。

3.1 および 3.2 の結果より高強度化に N, Si を含有させ、かつ Ni_{eq} を臨界値以上となるよう Cr, Ni などの合金元素の含有量を調整した鋼に冷間圧延と時効処理を施すことにより高強度非磁性鋼が得られることがわ

かった。その 1 例を B12 をもちいて Fig. 7 に示す。本鋼の Ni_{eq} は 19.4 であり、冷間圧延を施しても μ はあまり上昇しない。また 500°C × 1 h の時効処理を施しても μ はほとんど変化しない。一方、硬さは冷延率とともに増大するが、これに 500°C × 1 h の時効処理を施すと硬さがさらに著しく増大し、60% 冷延材で HV > 500, $\mu < 1.01$ の高強度で非磁性の特性が得られることがわかる。

4. 考 察

4.1 ひずみ時効硬化に及ぼす Si の影響

ひずみ時効硬化は冷間加工によって多量の α' 相が生成される不安定な鋼の方がマルテンサイト化しない安定な鋼よりも大きいことが報告されている²⁾。しかし、Fig. 2, 3 および 7 にみられるように安定型鋼においても N および Si を含有させることによりひずみ時効硬化度が著しく増加することがわかった。そこで高 N 含有安定型鋼における加工硬化およびひずみ時効硬化挙動に及ぼす Si の影響について組織的観点から考察する。なお X 線回折法では (311) 回折ピークの半価幅 (β) を用いて冷間圧延および時効処理に伴うひずみ量の変化を調査した。

Fig. 8 に B1 (0.5% Si) と B4 (4.7% Si) の β に及ぼす冷延率の影響を示す。焼鈍材では β が両鋼とも同レベルで、Si の含有に伴う半価幅の変化は見られない。一方、 β は冷延率とともに増加するが、B4 の方が B1 よりも β の増加が大きい。また Fig. 8 に両鋼の冷延率と硬さの関係をあわせて示すが、全冷延率で B4 の方が硬さが高いことがわかる。一般に β はひずみ量、すなわち転位密度と比例関係にあると言われている¹⁵⁾ ことから、Si は同一圧延率でより多量の転位を導入し、硬さを増大させるものと考えられる。

Fig. 9 に B1 および B4 の 40% 冷延材の β と硬さに及ぼす時効処理条件の影響を示す。400°C および 500°C では時効初期に β が若干減少し、その後はほとんど変化しない挙動を示す。また β の減少量は 500°C の方が 400°C よりも大きく、かつ Si 含有量の高い B4 の方が大きい。これに対し、600°C では B4 で時効初期に β が大きく減少し、さらに時効時間とともに β は減少する。B1 では時効初期での β の減少量が B4 より小さいが、時効時間とともに B4 と同様に β は減少する。一方、硬さ変化についてみると 400°C および 500°C では時効初期に硬さが増加し、その後はほとんど変化しない。600°C では硬さは時効初期に増加し、ピークを呈した後、減少し、安定する。また時効処理による硬さの増加は

500°Cで最高で、Si含有量の高いB4では硬さの増加が著しく大きい。

Photo. 1にB1およびB4の10%与ひずみ後の変形組織を示す。B1では転位が増殖され、不完全ながらもセル組織が形成されるのに対して、B4では転位が増殖に代わり積層欠陥が多数生成されている。Photo. 2 a), b)にB1およびB4の40%冷延後の変形組織を示す。B1ではセル組織が微細になり、転位密度の高い組織となっている。これに対し、Si含有量の高いB4では転位密度は非常に高いが、変形が依然すべり面に拘束されている。Photo. 2 c), d)にB1およびB4の40%冷延+500°C×1h後の変形組織を示す。Photo. 2 a), b)の40%冷延後の変形組織と比較すると両鋼とも冷間圧延により形成された変形組織が若干崩れ、転位が比較的

明瞭に観察されるようになる。

一般にFCC金属では積層欠陥エネルギーが低いほど転位が拡張し、交差すべりが抑制されるため、転位がよりPlanarな配列となり、その結果、加工硬化が増加するといわれている¹⁶⁾。γ系鋼においてSiは積層欠陥エネルギーを低下させるといわれている¹⁶⁾が、Photo. 1からもSiの含有にともない、転位が増殖されず積層欠陥が多数生成されることから、Siは積層欠陥エネルギーを著しく低下させることが示唆される。したがって、Siの含有により積層欠陥エネルギーが低下し、転位の交差

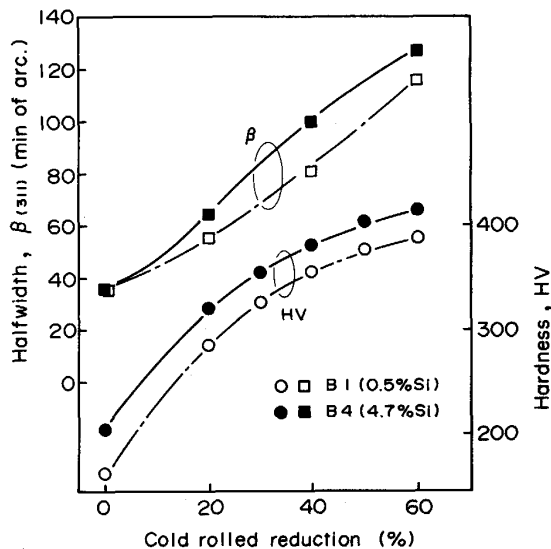


Fig. 8. Dependence of halfwidth and hardness on cold rolled reduction for B1 and B4 steels.

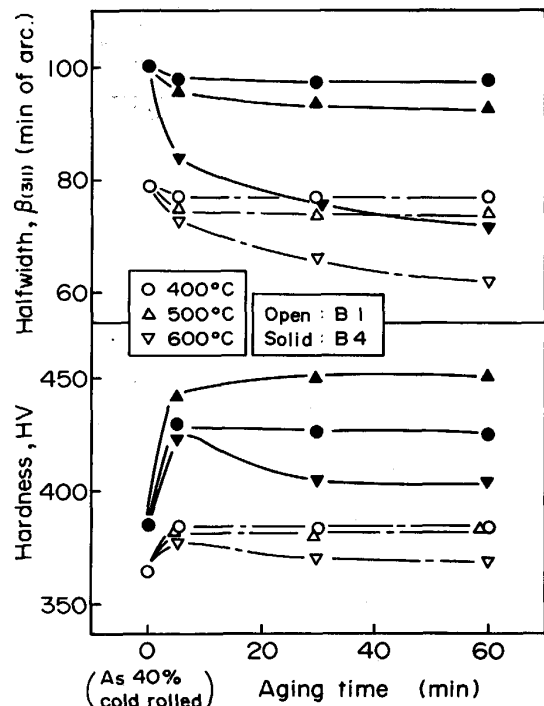
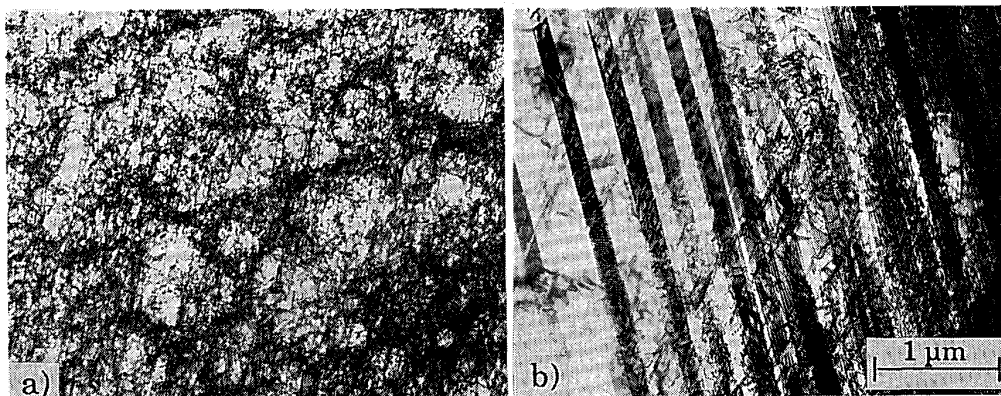


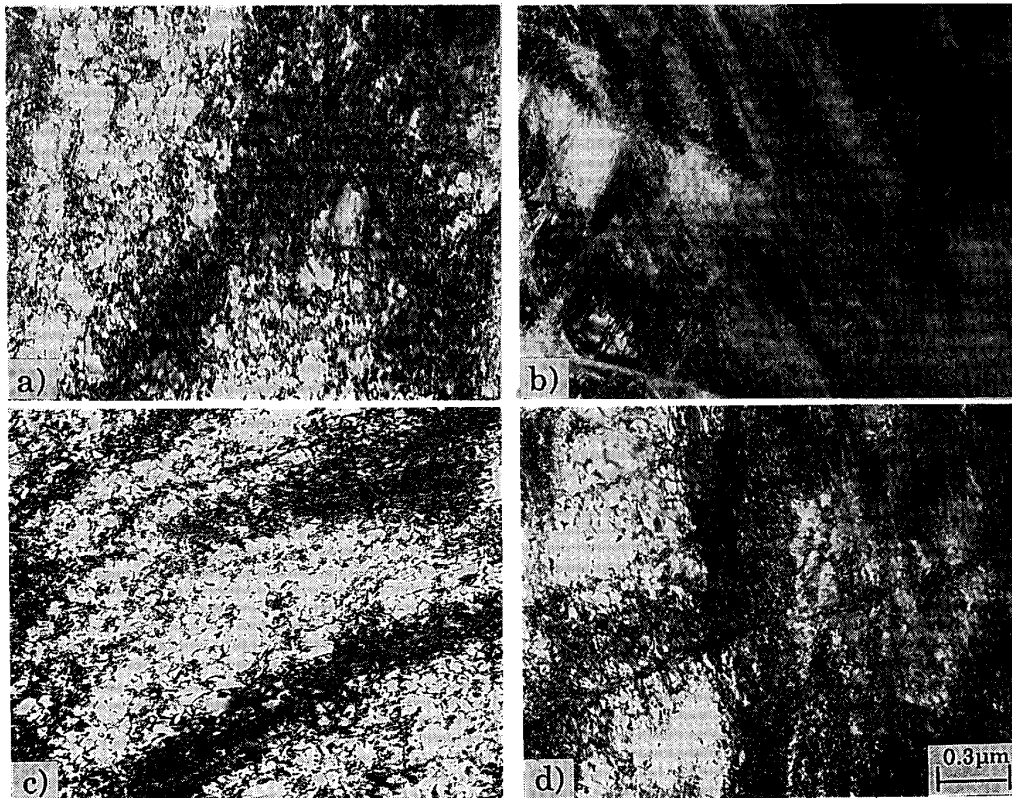
Fig. 9. Dependence of halfwidth and hardness on aging time at various temperatures for B1 and B4 steels, 40% cold rolled.



a) B1 steel

b) B4 steel

Photo. 1. Transmission electron micrographs of B1 and B4 steels, 10% strained.



a) B1 steel, 40% cold rolled. b) B4 steel, 40% cold rolled.
 c) B1 steel, 40% cold rolled and aged at 500°C for 1h.
 d) B4 steel, 40% cold rolled and aged at 500°C for 1h.

Photo. 2. Transmission electron micrographs of B1 and B4 steels, cold rolled and aged at 500°C for 1h.

すべりが困難となり転位密度が増加するため、高 Si 含有鋼ほど同一圧延率でより多くのひずみが導入され、硬さが増加するものと考えられる。

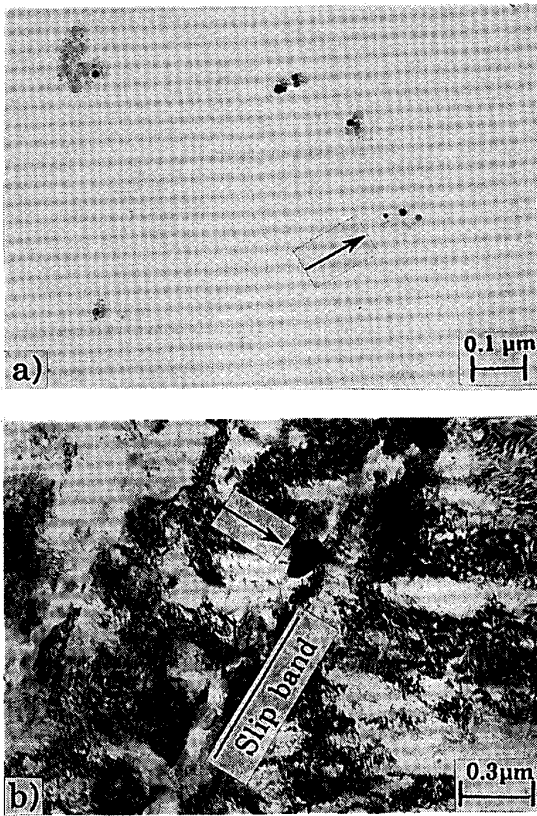
つぎにひずみ時効硬化についてみると西野¹⁸⁾は銅固溶体合金、炭素鋼およびオーステナイト鋼でも同様なひずみ時効硬化を観察しており、冷間加工によって転位密度の高くなる合金ほどひずみ時効硬化が顕著となることから、時効処理によって転位の移動、再配列が活発に生じ、転位間の相互作用が大きくなることでひずみ時効硬化が増大するとしている。今回調査した安定型 γ 系鋼においても Fig. 9 で示したように冷延後の β が大きい高 Si 含有の B4 の方が時効処理にともなう β の減少が大きいことから、高 Si 含有鋼の方が可動転位密度が高く、時効処理により転位がより再配列しやすいことが示唆される。このような転位の再配列にともなう転位間の相互作用により内部ひずみ場が強化され、続く変形に対してこの内部ひずみ場が障害物として作用し、ひずみ時効硬化を高めるものと考えられる。

ただし Si によるひずみ時効硬化の増大を転位間の相

互作用による内部ひずみ場の強化のみで論ずるには時効硬化度はあまりにも大きい。そこで時効処理に伴う析出反応の有無を調査すべく 500°C × 1h の時効処理材でレプリカ法にて抽出したところ、B4 鋼では Photo. 3 a) にみられるような析出物が検出された。600°C × 1h では Photo. 3 b) に示すようにこの析出物は成長し粗大化するが、この析出物は X 線回折により (Cr₃Ni₂Si C) と同定された。これに対して、Si 含有量の低い B1 鋼では B4 鋼と同一の 500°C × 1h および 600°C × 1h の時効処理を施しても析出物は検出されなかった。したがって、Si は冷間圧延材での析出反応を促進する効果を有していることが示唆され、Si の含有にともなうひずみ時効硬化の著しい増大には上述の内部ひずみ場の強化に加えて析出硬化も寄与しているものと考えられる。

4.2 α' 変態に対する γ 安定度に及ぼす Si の影響

緒言に述べたように準安定型 γ 系鋼の α' 変態に対する γ 安定度の指標として Md_{30} , Ni 当量などが提唱されているが、これらの指標をみると合金元素はすべて γ 安定度を増加させ、 α' 変態の生成を抑制することにな



a) 500°C×1h b) 600°C×1h
 a)taken by extraction replica method b)taken by thin foil method
 Photo. 3. Precipitations observed after aging treatments for B4 steel, 40% cold rolled.

る。しかしながら、Fig. 5 および Fig. 6 にみられるように Si は 2% 程度までは γ 安定度にあまり影響を与えないが、それ以上では γ 安定度を著しく低下させることが明らかとなった。これは従来の γ 安定度の指標は Si 量が 1% 以下の低い領域で得られたためと考えられる。変形組織からみても Photo. 1 にみられるように Si は積層欠陥の生成を促進させることがわかったが、ここでは高 Si 含有準安定型 γ 系鋼における α' 相の生成挙動について考察する。

Fig. 10 に A11 の引張変形量にともなう α' 相と ϵ 相の生成量の変化を示す。 ϵ 相は変形初期から増加し、30% でピークを呈した後、減少する。これに対し、 α' 相は変形初期ではほとんど生成されず、10% 以上から増加する挙動を示す。 Photo. 4 に 10% 与ひずみ材の変形組織を示す。 b), c) から明らかなように 2 種類の ϵ 相が形成され、これらの交差箇所では α' 相が生成されている。したがって本系鋼では変形にともない ϵ 相が形成され、 ϵ 相を介して α' 相の生成が促進されるものと考えられる。

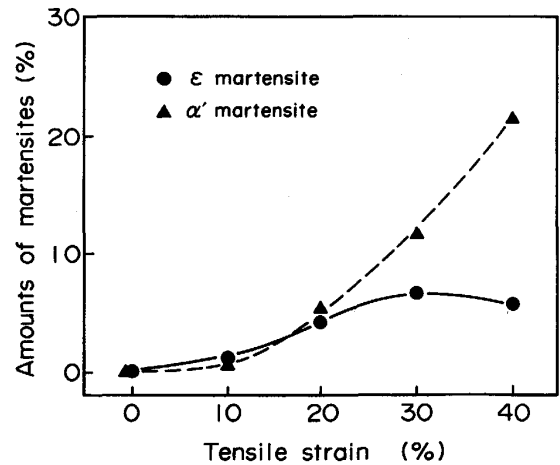


Fig. 10. Changes in amounts of martensites as a function of tensile strain for A11 steel.

γ 系鋼におけるこのような ϵ 相と α' 相の生成挙動は SUS 304 の低温変形時に観察されている¹⁹⁾²⁰⁾。すなわち、低温ほど γ 安定度が低下し、 α' 相が生成されやすくなるが、この場合、変形にともない ϵ 相を介して α' 相が生成されるというものである²¹⁾。したがって、高 Si 含有鋼の室温での変形挙動は一般の γ 系鋼の低温での変形挙動と類似しており、 Si は温度低下と同様な効果により γ 安定度を低下させると推察される。

5. 結 言

安定型 γ 系ステンレス鋼の強度と透磁率に及ぼす合金元素および加工熱処理の影響をとくに N, Si に着目し調査した。得られた主な結果は以下のとおりである。

1) N および Si は焼鈍材および冷間圧延材の硬さを増加するとともにひずみ時効硬化を増大させ、高強度化に寄与する。

2) N は Ni, Mn などの元素とともに α' 変態に対する γ 安定度を増大させる。これに対し、 Si は 2% 程度までは γ 安定度に影響を与えないが、それ以上では γ 安定度を著しく低下させる。

3) α' 変態に対する γ 安定度の指標として次式の Ni_{eq} を得た。

$$Ni_{eq} = Ni + 0.60 Mn + 0.18 Cr + 9.69 (C + N) - 0.11 Si^2$$

Ni_{eq} が高いほど γ 安定度が高くなる。冷間圧延により高強度化させる場合、付与する冷間圧延率に応じて Ni_{eq} を臨界値以上になるよう成分調整することで非磁性を維持することができる。

4) Si は変形形態を転位の増殖から積層欠陥の生成へと大きく変化させる。

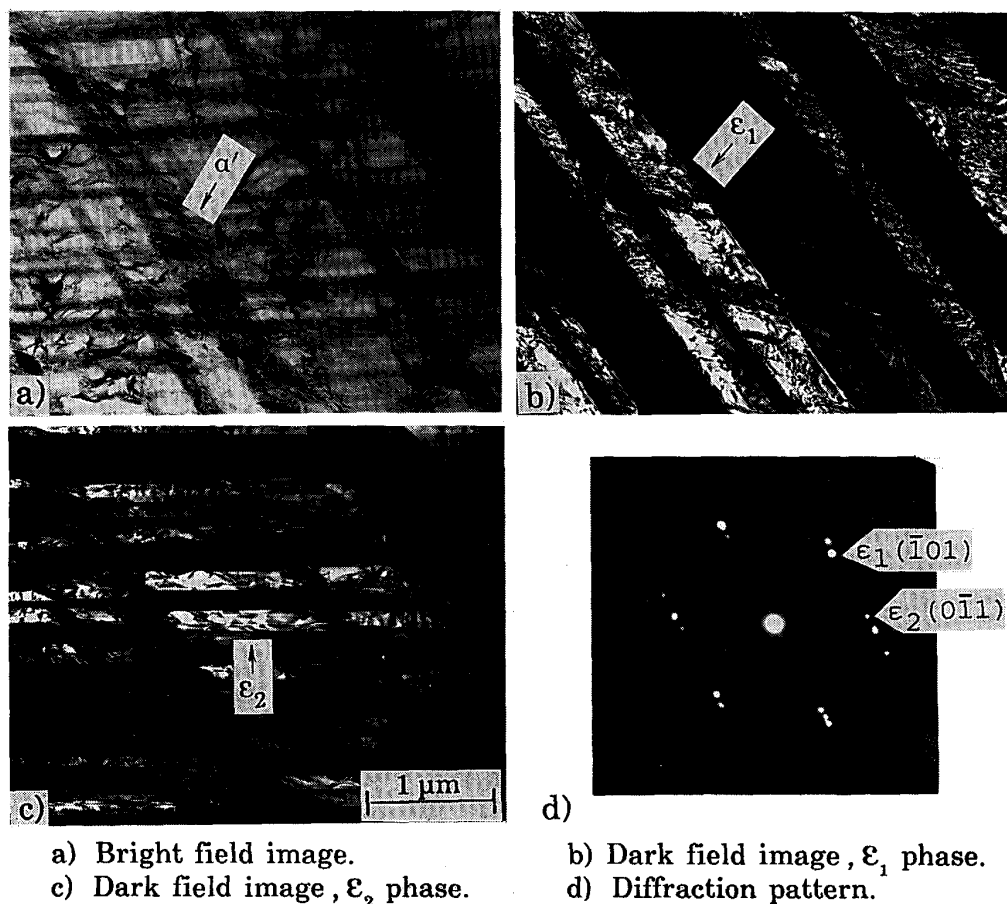


Photo. 4. Transmission electron micrographs of A11 steels, 10% strained.

5) Si によるひずみ時効硬化の増大は冷間圧延時の転位密度の増大と時効処理時の転位の再配列にともなう転位間の相互作用による内部ひずみ場の強化ならびに析出強化によるものと推察される。

6) Si は ϵ 相の生成を促進させ、 ϵ 相を介して α' 相の生成を促進させることにより γ 安定度を低下させる。この $\epsilon \rightarrow \alpha'$ 生成挙動は γ 系鋼の低温変形時と同様の挙動であることから、Si は γ 安定度に対し温度低下と同様の効果を有するものと推察される。

文 献

- 1) 神余隆義: 日新製鋼技報, **17** (1967), p. 63
- 2) 西野知良: 日本金属学会誌, **26** (1962), p. 416
- 3) A. L. SCHAEFFLER: Metal Progress, **56** (1949), p. 680
- 4) W. T. DELONG, G. A. OSTROM and E. R. SZUMACHOWSKI: Weld. J., **35** (1956), p. 521s
- 5) 星野和夫: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 998
- 6) T. GLADMAN, J. HAMMOND and F. W. MARSH: Sheet Metal Ind., **51** (1974), p. 219
- 7) 星野和夫: 塑性と加工, **16** (1975), p. 993
- 8) 大橋延夫, 小野 寛, 野原清彦: 鉄と鋼, **63** (1977), p. 812
- 9) F. C. HULL: Weld. J., **53** (1973), p. 193s
- 10) T. ANGEL: J. Iron Steel Inst., **177** (1954), p. 165
- 11) 野原清彦, 小野 寛, 大橋延夫: 鉄と鋼, **63** (1977), p. 772
- 12) 平山俊成, 小切間正彦: 日本金属学会誌, **34** (1970), p. 507
- 13) S. FLOREEN and I. R. MIHALISIN: ASTM, STP-No. 369 (1963), p. 17
- 14) K. J. IRVINE, D. T. LLEWELLYN and F. B. PICKERING: J. Iron Steel Inst., **199** (1961), p. 153
- 15) P. GAY, P. B. HIRSCH and A. KELLY: Acta Metall., **1** (1953), p. 315
- 16) 田村今男: 鉄鋼材料強度学 (1969), p. 10 [日刊工業新聞社]
- 17) R. E. SCHRAMM and R. P. REED: Metall. Trans. A, **6** (1975), p. 1345
- 18) 西野知良: 日本金属学会誌, **26** (1962), p. 420
- 19) C. J. GUNTER and R. P. REED: Trans. Am. Soc. Met., **55** (1962), p. 399
- 20) P. L. MANGONON, Jr. and G. THOMAS: Metall. Trans., **1** (1970), p. 1587
- 21) 片山哲也, 藤田広志: 日本金属学会誌, **52** (1988), p. 935