

論 文

17Cr-7Ni 鋼の粒界腐食特性および機械的性質
におよぼす C, N, Ni および調質圧延の影響平松 博之*・中田 潮雄*・住友 秀彦*・吉村 博文*²Influence of C, N and Ni Contents and Temper Rolling on Intergranular
Corrosion and Mechanical Properties of 17Cr-7Ni Steel

Hiroshi HIRAMATSU, Michio NAKATA, Hidehiko SUMITOMO, and Hirofumi YOSHIMURA

Synopsis:

A study has been made of the influence of C, N and Ni contents and temper rolling on intergranular corrosion and mechanical properties of a 17Cr-7Ni steel, in order to develop a high strength stainless steel with high corrosion resistance. The results obtained are as follows:

(1) Intergranular corrosion sensitivity increases with increasing C content or temper rolling reduction. (2) 0.2% proof stress of annealed materials increases with increasing (C+2N) content. Tensile stress decreases with increasing stability of austenite phase, and increases with increasing C or N content in the case of the same austenite stability. Elongation increases with increasing austenite stability. (3) The influence of C, N and Ni contents on the tensile properties of 25% temper rolled materials is similar to that on annealed materials and 0.2% proof stress increases with (2C+N) content. (4) The strengths of austenite and martensite phase increase with increasing C or N content. The effect of C content is smaller in austenite phase and is larger in martensite phase compared with the effect of N content. (5) Tensile stress and elongation of steel with 0.2% proof stress of 780 MPa increase with increasing C and N contents and decreasing Ni content. The optimum composition of 0.02C-17Cr-6.7Ni-0.12N has been determined by the consideration of corrosion resistance and high strength.

1. 緒 言

近年、輸送機関、化学貯蔵設備、建築等の一般構造物は軽量化、大型化が進み、これに加えて耐久性も要求されてきている。このような趨勢に伴い、これらに使用される構造物部材は高強度、高靱性でかつ良好な溶接性、耐食性を有するものが要求されるようになり、その1つとして、高強度ステンレス鋼が注目されている。要求特性を考慮すると、構造用のステンレス鋼としては、基本的には17%以上のCrを含有したオーステナイト(γ)系ステンレス鋼が第一の候補としてあげられる。

γ 系ステンレス鋼を高強度化する方法としては固溶強化、結晶粒微細化による強化、析出強化、冷間加工強化があげられる。

IRVINE¹⁾によれば、 γ 系ステンレス鋼の固溶強化は、C, N等の侵入型元素が最も大きく、W, Moなど

のフェライト(α)生成元素がこれにつき、Co, Ni, Mnなどの γ 生成元素はほとんど寄与しない。しかし、最も固溶強化の大きいC, Nでも、含有量が約0.1%付近での0.2%耐力($\sigma_{0.2}$)に対する寄与は50MPa/0.1%以下と小さい。また、Cの増量は粒界腐食感受性を高め²⁾、溶接熱影響部の耐食性を劣化させる。一方、NはCほどではないが粒界腐食感受性に影響するという報告³⁾もあるが明瞭でない。 γ 系ステンレス鋼の $\sigma_{0.2}$ は軟鋼と同様HALL-PETCHの関係⁴⁾が成り立ち、 $\sigma_{0.2}$ は結晶粒径の1/2乗と直線関係がある⁵⁾⁶⁾。しかし、この影響は軟鋼に比べて極めて小さい。析出強化にはいくつかの種類があり、その代表的なものはNbCやAlNなどの炭化物、窒化物による強化である。その他にもCuなどのように単独で析出強化を示すもの、NiAl, Ni₃Tiなどの金属間化合物などによる析出強化がある。これらについてはHONEYCOMBE⁷⁾やWILSONら⁸⁾によ

昭和58年4月本会講演大会にて発表 昭和58年6月23日受付 (Received June 23, 1983)

* 新日本製鉄(株)光技術研究部 (Hikari Technical Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 3434 Oaza-Shimada Hikari 743)

*² 新日本製鉄(株)光技術研究部 工博 (Hikari Technical Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

多くの報告がある。しかし、 γ 相における析出強化は母相がマルテンサイト (α') 相である場合に比べて効果が小さい。たとえ析出物の量を多くし、大きな強化を持たせても、降伏比が大きく、延性が低いため加工性が劣る。また、このような強化を得るには高価な元素を多量に必要とするため経済的にも好ましくない。冷間加工による強化は KRIVOVOK らの報告⁹⁾にあるように、その加工率を変えることにより容易にかつ経済的に種々の強度を得ることができる。しかし、冷間加工による強化もまた合金元素に大きく影響される。SUS301 や SUS201 のような加工中に α' 相が誘起されるような準安定 γ 系ステンレス鋼は、比較的延性を低下させずに高強度化することができる¹⁰⁾。このように冷間加工によつて強化する方法は、低炭素 γ 系ステンレス鋼でも、より多くの α' 相を誘起変態させることによつて強化でき、かつ延性の劣化度合も小さいので極めて有利な方法である。この方法を一般に調質圧延法と呼んでいる。この方法によつて強化された材料を通常ハード材と呼び¹¹⁾、その強化の程度により 1/4 H ($\sigma_{0.2}$ が 590 MPa 級)、1/2 H ($\sigma_{0.2}$ が 780 MPa 級) などの記号を用いて表している。ステンレス鋼ハード材には通常 SUS301 や SUS201 が用いられている。

本報告では、基本成分として SUS301 の 17Cr-7Ni 鋼を選び、溶接部および後熱処理部の耐食性を重視し、まず鋭敏化処理を行った材料の耐食性および引張特性におよぼす C, N, Ni および調質圧延の影響を明らかにした。この基本的検討結果をもとに耐食性の優れた高強度ステンレス鋼としての適正成分系を決定した。

2. 実験方法

供試材は 17Cr-7Ni 鋼を基本成分に、C を 0.009~0.110%, N を 0.030~0.127%, Ni を 6.71~7.47% の範囲で変化させ、その他 Si を約 0.5%, Mn を約 1.2% とした鋼と比較鋼とした SUS304 鋼である。その化学成分を Table 1 に示す。これらの鋼を真空溶解して 45 kg 鋼塊とし、1473 K で加熱後、熱間圧延を行つて板厚 4.0 mm とした。続いて、2 回冷延して板厚 0.8~1.2 mm としたのち、1373 K で 90 s 焼なまし後空冷した。さらに、冷間加工の影響を調べるために、調質圧延し、最終的に 0.8 mm の板とした。なお、調質圧延の際あらかじめ 333 K の温水に入れて、圧延開始温度を一定とした。この時の圧下率は 0~35% である。このようにして製造した材料について粒界腐食試験と引張試験を行つた。粒界腐食試験は 923 K で 0.3~7.2 ks 間鋭敏化処理したのちに、JIS G 0575 に規定された硫酸・

Table 1. Chemical compositions.

	(%)					
	C	Si	Mn	Ni	Cr	N
A-1	0.009	0.50	1.20	7.22	17.28	0.103
A-2	0.020	0.50	1.21	7.11	17.27	0.102
A-3	0.029	0.50	1.21	7.12	17.21	0.098
A-4	0.050	0.50	1.25	7.31	17.20	0.084
A-5	0.110	0.74	1.09	7.28	17.21	0.030
B-1	0.024	0.50	1.19	7.01	17.20	0.075
B-2	0.024	0.50	1.18	7.30	17.18	0.072
B-3	0.024	0.49	1.17	7.47	17.15	0.071
C-1	0.024	0.52	1.17	7.01	17.22	0.089
C-2	0.023	0.51	1.17	7.21	17.18	0.091
C-3	0.021	0.51	1.16	7.47	17.10	0.097
D-1	0.023	0.51	1.22	7.04	17.29	0.113
D-2	0.023	0.50	1.19	7.26	17.21	0.114
D-3	0.025	0.50	1.21	7.44	17.02	0.112
E-1	0.024	0.50	1.19	6.71	17.27	0.127
E-2	0.025	0.50	1.19	6.95	17.25	0.127
E-3	0.028	0.50	1.20	7.19	17.24	0.125
SUS 304	0.070	0.41	0.87	8.83	18.05	0.031

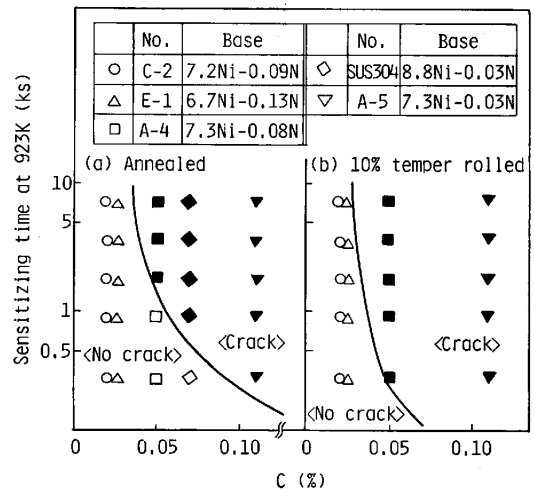


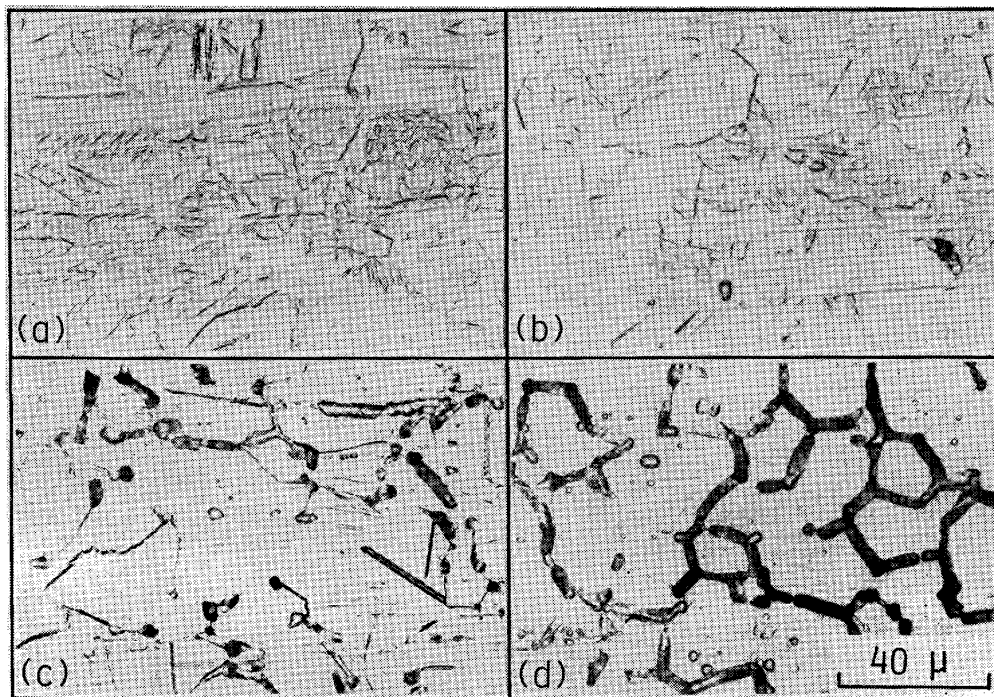
Fig. 1. Influence of C, N contents and rolling reduction on intergranular corrosion resistance.

硫酸銅腐食試験を行い、必要に応じて、光学顕微鏡組織の観察を行つた。引張試験は、圧延方向に平行に JIS 13 号 B 試験片を切り出し、引張試験時に試験片の中央部にフェライト含量計の検出端を接触させ、生成する α' 相の量を同時測定した。

3. 実験結果

3.1 粒界腐食感受性におよぼす C, N, Ni および調質圧延の影響

17Cr-7Ni 鋼を基本成分に C 量を変化させた鋼および SUS304 を用いて、焼鈍材と 10% 調質圧延材の 923 K で鋭敏化処理したものについて、粒界腐食試験を行つた。その結果を Fig. 1 に示す。粒界腐食感受性は N,



(a) 0.023C-1.2Mn-7.2Ni-17.3Cr-0.091N
 (b) 0.050C-1.2Mn-7.2Ni-17.3Cr-0.084N
 (c) 0.070C-0.9Mn-8.8Ni-18.1Cr-0.031N
 (d) 0.110C-1.2Mn-7.3Ni-17.3Cr-0.030N

Photo. 1. Microstructures after 10% oxalic acid etch tests. (Sensitized for 0.3ks at 923K)

Ni 量の差異によらず, C量によつてほぼ決定される. すなわち, C量を増すと粒界腐食感受性が高まる. 焼鈍材では, C量を 0.3% 以下とした低C材は N, Ni 量によらず, 7.2 ks の鋭敏化処理では, いずれも粒界腐食を示さない. 一方, 調質圧延材も, 焼鈍材の場合と同様, C量を増すと粒界腐食感受性が高まり, その感受性は焼鈍材に比べてやや高い. しかし, 調質圧延材においても C量を 0.3% 以下にすることにより, 7.2 ks の鋭敏化処理でも粒界腐食を示さず, SUS304 の焼鈍材より優れる. 以上のように, 粒界腐食感受性は C量と冷間加工によつて決まり, N, Ni といった他の元素の影響はあまりない. 次に, 鋭敏化処理後, 10% 蔞酸エッチテストを行つた時の光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示す. 写真中, 黒くエッチされた部分 (溝部) は粒界の Cr 炭化物および粒界近傍の Cr 欠乏層によるものと考えられる. この溝部の面積は C量が増すと増大する. また, 調質圧延を行うと, 粒界の溝部が増すばかりでなく, 粒内にも溝部が現れる. 以上のように, C量の増加および調質圧延は Cr 炭化物の析出を顕著にし, 粒界腐食感受性を高める.

3.2 引張特性におよぼす C, N, Ni および調質圧延の影響

3.2.1 焼鈍材の引張特性

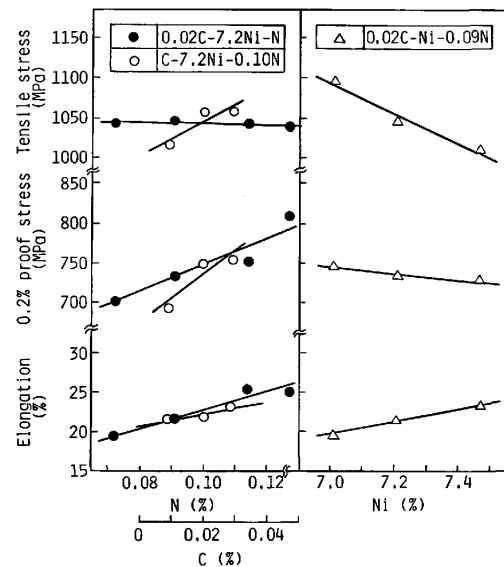


Fig. 2. Influence of C, N and Ni contents on tensile properties of annealed materials.

焼鈍材の引張特性におよぼす C, N, Ni の影響を Fig. 2 に示す. Cは $\sigma_{0.2}$, 引張強さ (σ_B), 破断伸び (El) いずれも高める. Nは $\sigma_{0.2}$, El を高めるが, σ_B を若干低下させる. Ni は $\sigma_{0.2}$ には影響せず, σ_B を低下させ, El を高める. 以上の結果を $\sigma_{0.2}$ について整理すると Fig. 3 のようになる. $\sigma_{0.2}$ は $(C+2N)$

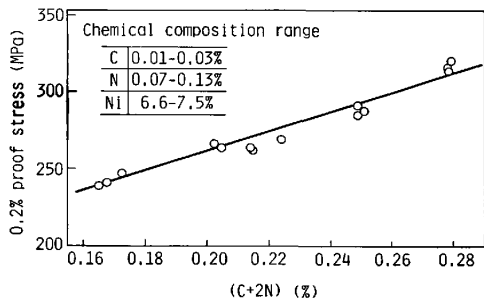


Fig. 3. Influence of C and N contents on 0.2% proof stress of annealed materials.

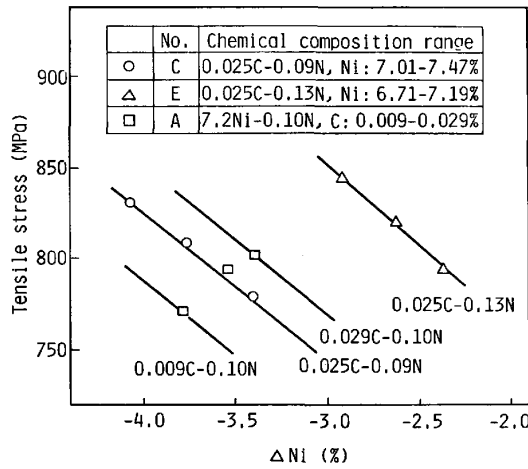


Fig. 4. Influence of ΔNi on tensile stress of annealed materials. ($\Delta Ni = 35(C+N) + Mn/2 + Ni - (20-Cr)^2/12-15$)

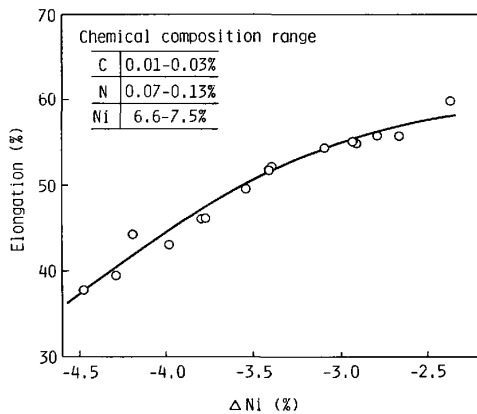


Fig. 5. Influence of ΔNi on elongation of annealed materials. ($\Delta Ni = 35(C+N) + Mn/2 + Ni - (20-Cr)^2/12-15$)

(%) に比例して増加する。すなわち、 $\sigma_{0.2}$ に対する N の寄与は C の 2 倍である。 σ_B および El については特異な現象を示すので、これらを明確にするために σ_B 、 El を成分と、これに伴う γ 相の安定度で整理した。 γ 相の安定度についてはその指標として Post¹²⁾ の ΔNi の式を用いた。 σ_B と ΔNi との関係を整

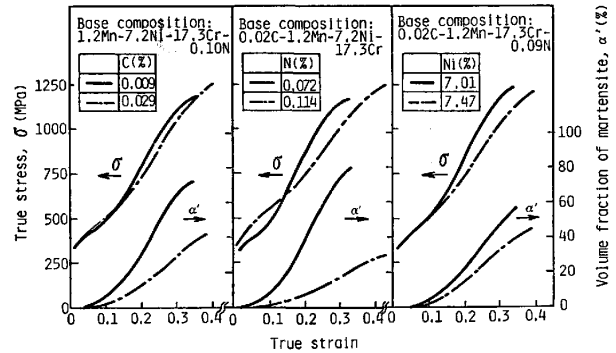


Fig. 6. Influence of C, N and Ni contents on stress-strain curve of annealed materials.

Fig. 4 のようになる。 σ_B は ΔNi で一義的に整理されない。同一 C, N 量では ΔNi が高いほど、すなわち γ 相が安定なほど σ_B が低く、同一 ΔNi では C, N が高いほど σ_B が高くなる。 El におよぼす ΔNi の影響を Fig. 5 に示す。 ΔNi が高いほど El が高くなる。

以上のように、引張特性におよぼす C, N, Ni の影響はそれぞれ異なっている。これらの現象に注目して C, N, Ni 量を変化させた材料について、その応力-歪み曲線および α' 相の変態生成量を調査した。その結果を Fig. 6 に示す。いずれの材料も 0.1 以下の低歪み領域では α' 量も少なく、加工硬化も小さい。0.15 以上の歪み領域になると α' 量は急激に増加し、それに伴い応力も急激に増加する。以上のように、引張試験時の応力の増加と α' 量の増加はよく一致している。すなわち、応力は 0.1 以下の低歪み領域では γ 相の強度に、0.15 以上の高歪み領域では γ 相に加えて α' 相の強度およびその混合比に依存していることを示している。一方、成分の影響をみると、低歪み領域では C, N が高い材料ほど応力が高く、特に、N の効果が大きい。そして、Ni には影響されない。高歪み領域では C, N, Ni が低い材料、すなわち、 α' の生成が多い材料ほど加工硬化が大きくなる。しかし、最大応力は N, C が高い材料および Ni が低い材料ほど高く、 α' 相の量のみには依存しない。先に示したように、Fig. 2 では σ_B に対しては、N と C が逆の傾向を示していたが、ここではどちらの元素も破断時の真応力を高める。

3.2.2 調査圧延材の引張特性

引張特性におよぼす調質圧下率の影響の代表例を Fig. 7 に示す。圧下率を増すと $\sigma_{0.2}$ 、 σ_B は増加し、 El は低下する。一方、調質圧延後の α' 量は圧下率の増加に伴い増加し、特に 20% 以上の高圧下領域では増加が著しい。JIS の 1/4 H, 1/2 H に相当する $\sigma_{0.2}$ が 590 MPa, 780 MPa の材料を得るには、圧下率が低 N 材でそれぞれ 20%, 29% 以上必要であるのに対し、高 N

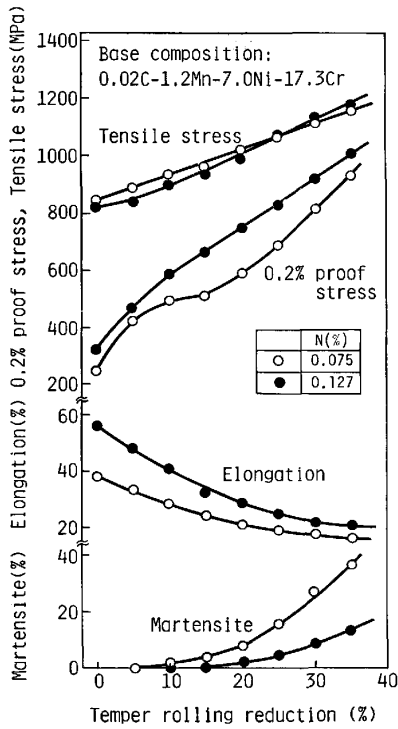


Fig. 7. Influence of temper rolling reduction on tensile properties of temper rolled materials.

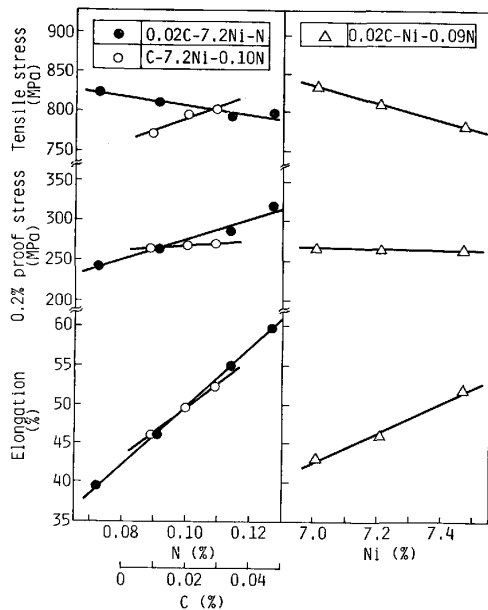


Fig. 8. Influence of C, N and Ni contents on tensile properties of 25% temper rolled materials.

材ではそれぞれ 10%, 20% でよい。同一 $\sigma_{0.2}$ を得る圧下率は合金組成によつて異なるが、15% および 25% 圧延することにより、ほぼ 1/4 H, 1/2 H 相当の強度が得られることに着目し、圧下率が 15% および 25% の時の C, N, Ni の影響を調査した。圧下率が 15% および 25% のいずれの圧延材も成分の影響はほぼ同様であ

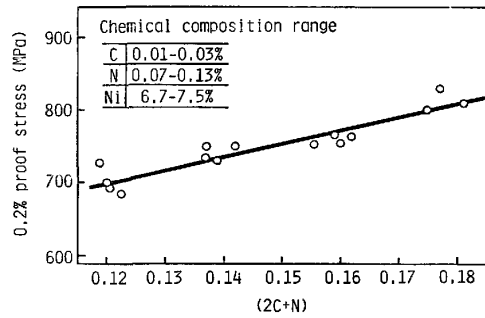


Fig. 9. Influence of C and N contents on 0.2% proof stress of 25% temper rolled materials.

り、ここでは 25% 圧延材のみ Fig. 8 に示す。C は $\sigma_{0.2}$, σ_B , El いずれも増加させる。N は $\sigma_{0.2}$, El を増加させるが、 σ_B にはほとんど影響しない。Ni は $\sigma_{0.2}$ にはほとんど影響せず、 σ_B を低下させ、 El を増加させる。以上のように、調質圧延材も焼鈍材の場合とほぼ同様の傾向を示すが、 $\sigma_{0.2}$ に対する C, N の寄与率は圧下率により異なる。25% 圧延材の $\sigma_{0.2}$ におよぼす C, N の影響を、焼鈍材の場合と同様に整理すると、Fig. 9 のようになる。25% 圧延材では、C が N の 2 倍の寄与を示す。なお、ここでは示していないが、15% 圧延材では N と C との寄与がほぼ同じであつた。また、各元素の量を変化させた時の引張特性の変化は焼鈍材と圧延材とで異なり、 $\sigma_{0.2}$ は圧延材の方が大きく、 El は焼鈍材の方が大きく、 σ_B はほぼ同じである。

3.2.3 $\sigma_{0.2}$ が 780 MPa 級の時の引張特性

1/4 H, 1/2 H 級の適正成分を検討するために、各材料について、 $\sigma_{0.2}$ が 590 MPa, 780 MPa の時の σ_B , El を調べた。 $\sigma_{0.2}$ が 590 MPa の場合も、780 MPa の場合も成分はほぼ同様であり、ここでは $\sigma_{0.2}$ が 780 MPa の場合についてのみ述べる。

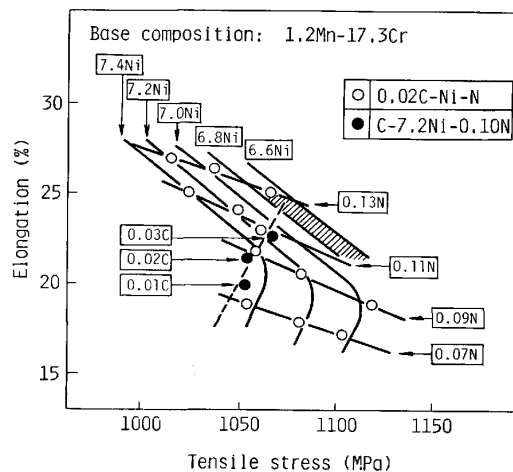


Fig. 10. Influence of C, N and Ni contents on tensile properties of temper rolled materials. (0.22% proof stress = 780MPa)

まず、各材料について、 $\sigma_{0.2}$ が 780 MPa になるように圧下率を選び、その時の σ_B と El を求めた。この時の圧下率は約 20~30% の範囲にあり、なかでも圧下率は、0.13%N 材が 20% と最も低く、0.07%N 材が 29% と最も高かった。このようにして求めた σ_B と El の関係を Fig. 10 に示す。C を増すと、 σ_B El とも増加する。N を増すと、 σ_B はあまり低下せずに El が顕著に増加する。Ni は σ_B を低下させ、 El をやや増加させる。以上のように、N, C が高く Ni が低いほど高強度、高延性を示す。

4. 考 察

粒界腐食特性に対しては C, N および冷間加工の影響、引張特性には γ 相の強度、 α' 相の強度、および α 相と γ 相の混合比の影響に着目して以上の諸結果の考察を行った。さらに、耐食性に優れた高強度ステンレス鋼を製造するための基本成分系について考察した。

4.1 粒界腐食特性におよぼす C, N 量および冷間加工の影響

粒界腐食特性は C の増量により感受性が高まり、N の影響はあまりない。粒界腐食の主要原因は Cr 炭化物あるいは Cr 窒化物の粒界析出によつて生じる Cr 欠乏層であるとされている¹³⁾。そこで、17Cr-7Ni 鋼を基本成分として C, N の固溶度の差について検討を行った。C の固溶度については TUMA ら¹⁴⁾、西野ら¹⁵⁾など多数の報告がある。西野らは γ 系ステンレス鋼の C の固溶度に対して下記の式を与えている。

$$\log C = -6.100 T + 4.21 - 0.0186 (\text{Cr} + \text{Ni}) \dots\dots\dots (1)$$

彼らの提示している固溶度の式を用いて、923 K での 17Cr-7Ni 鋼の C の固溶度を推定すると 0.001% と極めて低い。

一方、N の固溶度については BUNGARDT ら¹⁶⁾ や増本ら¹⁷⁾の 18Cr-8Ni 鋼についての報告があり、923 K での N の固溶度を推定すると、0.07%~0.13% であり、C に比べて極めて高い。以上のように、C の固溶度は極めて低いため、炭化物として短時間に析出するのに対し、N は固溶度が高いため、窒化物として粒界に析出しにくい。これが両者の粒界腐食感受性に対する影響の差になつて現れたと考えられる。

また、粒界腐食感受性は冷間加工することにより増加する。これについては LEVIN らの 18Cr-9Ni 鋼の報告¹⁸⁾がある。彼らによれば、冷間加工は、0.4% 以上の C を含む場合には粒界腐食感受性を著しく増大させるが、0.03% 以下の C 量では加工の影響は小さいとして

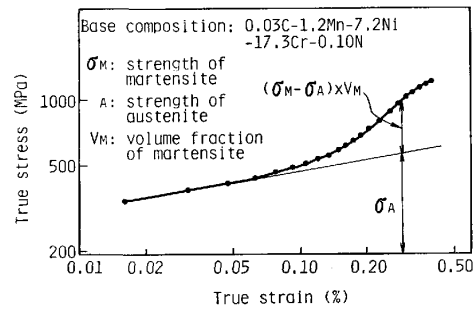


Fig. 11. Stress-strain curve of annealed materials.

おり、本実験の結果と一致している。加工されることにより転位密度が増し、転位を通じての拡散が関係することはまちがいないが、なかでも LEVIN らは、この理由として、C の高い材料においては Cr の拡散が鋭敏化を律則しており、歪みにより Cr の拡散が加速されるのに対し、C の低い材料では C の拡散が律則しており、これが歪みの影響をあまり受けないとしている。本研究の場合、同様の考え方が適用されるものと考えられる。

4.2 γ 相の強度

本実験で用いた材料は焼鈍状態では γ 単相であり、Fig. 6 に示すように、0.05 以下の低歪み領域では α' 相の生成はほとんどない。このことから、焼鈍ままの γ 相の強度は焼鈍材の $\sigma_{0.2}$ で推定される。このことをさらに解析するために、Fig. 6 に示した応力-歪み曲線を両対数で示すと、Fig. 11 のようになる。 α' 相の生成がほとんどない低歪み領域ではほぼ直線で示される。すなわち、 γ 単相の場合には従来からいわれているように、次式に従うと考えられる。

$$\sigma = K \epsilon^n \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 σ は応力、 ϵ は歪み、 K, n は材料固有の定数を示す。

このような関係にもとづいて、 γ 相の強度（ここでは $\sigma_{0.2}$ ）におよぼす各元素の影響を調べると、C, N により $\sigma_{0.2}$ は高められるが、Ni にはほとんど影響されない。これらは γ 相への固溶強化であり、IRVIN らの結果¹⁾ とほぼ一致する。

4.3 α' 相の強度

Fig. 11 に示すように、0.05 以下の低歪み領域では応力-歪み曲線は直線で示されるが、さらに歪みを増すと、 α' 相の増加に伴い、応力は急激に増加してくる。このことから、応力の急激な増加は α' 相の生成に起因すると思われる。現在までに、引張変形時に加工誘起変態を伴う材料を含めて、2 相混合組織を有する材料の変形挙動について考察した多くの報告^{19) 22)}があるが、著者は、 γ 相と変態して生成する α' 相の強度に注目し

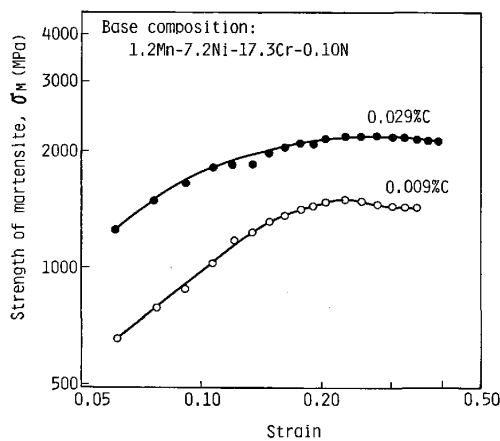


Fig. 12. Influence of C content and strain on strength of martensite.

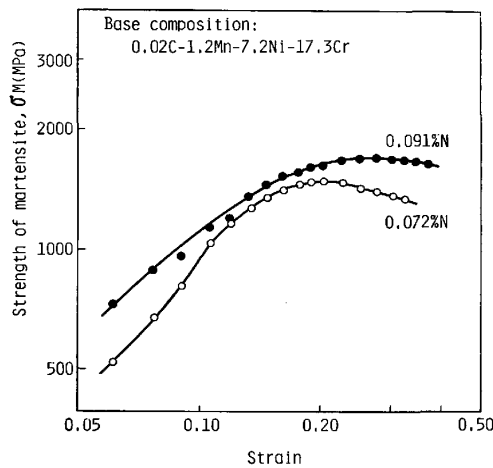


Fig. 13. Influence of N content and strain on strength of martensite.

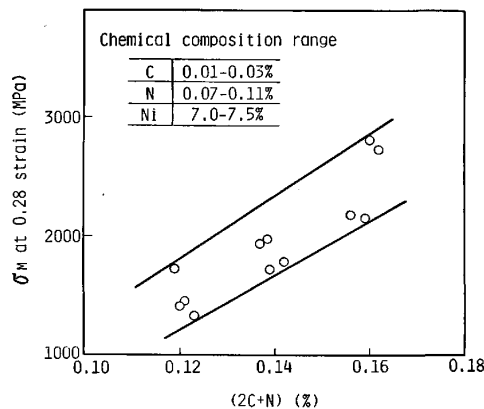


Fig. 14. Influence of C and N contents on strength of martensite at 0.28 strain.

て、次の3つの仮定を置き、材料の強度についての各相の寄与について検討した。

(1) γ 相と α' 相との間には混合則が成り立ち、引張試験時の応力は次式に従う。

$$\sigma = \sigma_A \cdot V_A + \sigma_M \cdot V_M \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 σ_A , σ_M はそれぞれ γ および α' 相の応力を示し、 V_A , V_M は各々の相の体積率を示す。

(2) γ 相の強度は、単相および混合相の場合も(2)式に従い、その係数 K および n は α' 相の比率によらず一定の値である。

(3) ある歪み量 ϵ_1 で誘起された α' 相の強度は、それ以前の歪み量 ϵ_0 で誘起され ϵ_1 まで加工された α' 相の強度と等しい。すなわち、同一歪みに存在する α' 相の強度はその生成時期によらず同一強度を示す。

以上の仮定のもとに、Fig. 11 のようにして各歪みでの α' 相の強度が求められる。C量の異なる材料について、各歪みでの α' 相の強度を求めたものを Fig. 12 に示す。 α' 相の強度は 0.10 以下の歪み領域ではほぼ直線的に増加する。その後、増加はゆるやかになり、0.20 以上の歪み領域では、飽和してほぼ一定値を示す。また、両材料を比較すると、あらゆる歪み領域で、Cの高い材料の方が α' 相の強度は高い。同様にN量の異なる材料について示したのが Fig. 13 である。N量の差による α' 相の強度の差はCの場合より小さい。同様の操作を他の材料についても行い、 α' 相の強度が飽和してほぼ一定になる 0.28 の歪み量における α' 相の強度を求めると Fig. 14 のようになる。 α' 相の強度はほぼ $(2C+N)$ 量に比例して増加する。なお、ここでは Ni 量は 7.01~7.47% と変化しているが、その影響はほとんどない。従来、 α' 相の強度はCの1乗に比例するという報告²³⁾やCの 1/2 乗に比例するという報告²⁴⁾があるが、本実験では前者と類似の傾向を示す。また、 α' 相の強度に対するCとNとの寄与の差は不明確であったが、本実験により、CがNの約2倍の寄与を示すことが明らかになった。

以上のように、C, N は γ 相および α' 相のいずれに対しても顕著な固溶強化を示すが、Ni はいずれの相にもほとんど影響を示さない。また、C と N の γ 相および α' 相の強度に対する寄与は異なり、Fig. 3, 14 に示すように、 γ 相ではNがCの2倍の寄与を示し、 α' 相ではCがNの2倍の寄与を示す。 $\sigma_{0.2}$ に対する C, N の寄与は焼鈍材ではNの効果が大きい、Fig. 9 に示すように、25% 調質圧延材ではCの方が大きい。このことは、調質圧延材については、圧延により α' 相が生じるため、その $\sigma_{0.2}$ に対しては γ 相と α' 相の両方に対する固溶強化を考慮する必要がある、25% 圧延材のように、 α' 相が多量に生成する場合にはCの寄与がNより大きくなることで説明できる。

Fig. 2 でCを増すと σ_B が高くなるのに対し、Nを

増すと見かけ上 σ_B が低下した。このことは最大荷重点のような高歪み領域では α' 相の生成量が多いため、 γ 相の強度より α' 相の強度の寄与が大きく、 α' 相の強度に対する C, N の寄与の差によつて σ_B への寄与の差が生じたためと考えられる。しかし、C, N はいずれも α' 相の強度を高めるため、Fig. 6 に示すように真の最大応力はいずれの場合も上昇する。

4.4 延 性

El は Fig. 5 に示すように、 γ 相が安定な材料ほど高い。このことから、延性は誘起される α' 相の強度に依存せず、量のみに影響されると考えられる。

4.5 耐食性の優れた高強度ステンレス鋼

前述したように、 $\sigma_{0.2}$ が 590 MPa, 780 MPa 級とも、C, N が高く、Ni が低いほど高強度、高延性を示す。しかし、Fig. 1 で示すように、C を 0.04% 以上にすると粒界腐食感受性を高める。また、過剰の N の含有は製鋼スラブでの N_2 気泡の発生原因になりやすくなる²⁵⁾。これらのことを考慮すると、構造用の高強度ステンレス鋼の適正成分系は Fig. 10 の斜線部、すなわち 0.02C-17Cr-6.7Ni-0.12N 系であると考えられる。この鋼は $\sigma_{0.2}$ が 780 MPa 級で、 σ_B が 1100 MPa, El が 23% といった高強度、高延性を示す。すなわち、粒界腐食の観点から低 C 化しても、N を有効に利用し、さらに Ni を適度に調整することにより、加工性の優れた高強度ステンレス鋼が得られる。

5. ま と め

17Cr-7Ni 鋼を基本成分鋼とし、その粒界腐食感受性および引張特性におよぼす C, N, Ni および冷間加工の影響を調べたところ、下記のことが明らかになった。

(1) 粒界腐食感受性は C 量の増加、または冷間加工により高くなり、N, Ni 量にはほとんど影響されない。C を 0.03% 以下にすると、923 K で 7.2 ks の鋭敏化処理でも粒界腐食を生じない。

(2) 焼鈍材の $\sigma_{0.2}$ は (C+2N) 量に比例して高くなる。 σ_B は γ 相が安定なほど低くなり、同一安定度では N, C が高いほど高い。また、 El は γ 相が安定なほど高くなる。

(3) 調質圧延をすると、 $\sigma_{0.2}$, σ_B は高くなり、 El は低下する。調質圧延材の引張特性におよぼす C, N, Ni の影響は焼鈍材の場合とほぼ同様の傾向を示す。しかし調質圧延材では $\sigma_{0.2}$ は (2C+N) 量に比例して高くなる。

(4) 引張試験における真応力-真歪み曲線、およびこれともなう α' 相の量の関係を解析した結果では、 γ 相

および α' 相の強度におよぼす C, N の寄与は、 γ 相では N が C の 2 倍の寄与を示し、 α' 相では、C が N の 2 倍の寄与を示す。このことが、 $\sigma_{0.2}$ に対する C, N の寄与は、焼鈍材では N が大きく、調質圧延では α' 相が増し、C の寄与が大きくなる原因と考えられる。

(5) 以上の結果から、調質圧延により $\sigma_{0.2}$ が 780 MPa 級となる鋼では、C, N が高く、Ni が低いほど高強度、高延性を示す。耐食性に優れた高強度ステンレス鋼としては低 C-17Cr-6.7Ni-0.12N 鋼が適していると考えられる。

文 献

- 1) K. J. IRVINE, D. T. LEWELLYN, and F. B. PICKERING: JISI, 199 (1969), p. 153
- 2) W. O. BINDER, C. M. BROWN, and R. FRANKS: Trans. ASM, 41 (1949), p. 1301
- 3) G. GRÜTZNER: Stahl Eisen, 93 (1973), p. 9
- 4) N. J. PETCH: JISI, 173 (1953), p. 25
- 5) K. J. IRVINE, T. GLADMAN, and F. B. PICKERING: JISI, 207 (1969), p. 1017
- 6) V. K. RAO, D. M. R. TAPLIN, and P. R. RAO: Metall. Trans., 6A (1975), p. 77
- 7) R. W. K. HONEYCOMBE: High-Strength Materials, ed. by J. WILEY (1965), p. 123
- 8) F. G. WILSON and F. B. PICKERING: Acta Metall., 16 (1968), p. 115
- 9) V. N. KRIVOBOK and R. A. LINCOLN: Trans. ASM, 25 (1937), p. 637
- 10) R. A. LULA and W. G. RENSHOW: Metal Prog., 69 (1956) 2, p. 73
- 11) JIS ハンドブック (鉄鋼編) (1980), p. 886 [日本規格協会]
- 12) C. B. POST and W. S. EBERY: Trans. ASM, 39 (1947), p. 868
- 13) 上田全紀, 安保秀雄, 角南達也, 牟田 徹, 山本広紀: 製鉄研究 (1971) 273, p. 135
- 14) H. TUMA, M. VYKLIČKY, and K. LÖBL: Arch. Eisenhüttenwes., 41 (1973), p. 181
- 15) 西野知良, 賀川直彦: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 107
- 16) K. BUNGADT, H. LADDACH, and G. LENNARTZ: DEW-Tech. Ber., 12 (1972), p. 134
- 17) 今井勇之進, 増本 健, 前田 啓: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 866
- 18) I. A. LEVIN: Proc. 3rd. Inter. Congr. Metall. Corros., Moscow (1968), p. 401
- 19) D. C. LVDWIGSON and J. A. BERGER: JISI, 207 (1961), p. 63
- 20) 星野知夫: 鉄と鋼, 64 (1973), A45
- 21) 田村今男, 友田 陽, 山岡幸男, 金谷三郎, 小沢正俊, 赤尾 明: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 454
- 22) 成谷 哲: 鉄と鋼, 64 (1978), A41
- 23) W. C. LESLIE and R. J. SOBER: Trans. ASM, 60 (1967), p. 459
- 24) G. R. SPEICH and H. WARLIMONT: JISI, 206 (1968), p. 385
- 25) 平松博之, 住友秀彦, 中田潮雄, 吉村博文, 小野山征夫: 鉄と鋼, 68 (1982), S555