

# Cr-Mn-Ni オーステナイト系ステンレス鋼の機械的性質と加工誘起マルテンサイト変態に及ぼす合金元素の影響

大嶋 貴之\*・羽原 康裕\*・黒田 光太郎\*<sup>2</sup>

Effects of Alloying Elements on Mechanical Properties and Deformation-induced Martensite Transformation in Cr-Mn-Ni Austenitic Stainless Steels

Takayuki OSHIMA, Yasuhiro HABARA and Kotaro KURODA

**Synopsis :** The effects of alloying elements on structures, mechanical properties and deformation-induced martensite transformation were investigated in five types of Cr-Mn-Ni austenitic stainless steels: 14%Cr-1%Ni-10%Mn-0.13%N, 15%Cr-4%Ni-8%Mn-0.05%N, 15%Cr-4%Ni-8%Mn-0.12%N, 17%Cr-5%Ni-4%Mn-0.10%N and 17%Cr-6.5%Ni-4%Mn-0.05%N. The relationships between the compositions and their properties were discussed.

The constitutional diagram using Cr and Ni equivalents as Schaeffler's diagram did not correspond to the observed structures of cold rolled and annealed sheets in Cr-Mn-Ni stainless steels. The constitutional diagram of Cr-Mn-Ni stainless steels was described using the equations for the calculated ferrite content and the Ms temperature.

The effects of alloying elements on 0.2% proof stress in Cr-Mn-Ni stainless steels was almost equal to that in Cr-Ni stainless steels.

The effect of Mn on austenite stability, which reveals the ease of deformation-induced martensite transformation, in Cr-Mn-Ni stainless steels was larger than that in Cr-Ni stainless steels. Therefore, the new Ni equivalent which exhibits austenite stability was attained by regression analysis between deformation-induced martensite transformation contents and compositions. A high correlation between this Ni equivalent and the formability of Cr-Mn-Ni stainless steels was recognized.

**Key words:** Cr-Mn-Ni austenitic stainless steel; microstructure; constitutional diagram; Ni equivalent; Cr equivalent; mechanical properties; austenite stability.

## 1. 緒言

オーステナイト系ステンレス鋼は、強度と延性のバランスに優れ、さらに高い耐食性を有しているため、キッチン・テーブルウェア、産業機械や建築部材など多くの用途で利用されている。オーステナイト系ステンレス鋼には、SUS304を代表とするCr-Niオーステナイト系ステンレス鋼（以下、Cr-Ni鋼）とNiの一部または全部をMnなどで代替したCr-Mn-Niオーステナイト系ステンレス鋼（以下、Cr-Mn-Ni鋼）がある。

Cr-Mn-Ni鋼の成形性や溶接性はCr-Ni鋼と同等である<sup>1)</sup>ため、ユーザー側での製造条件等の変更が少なく、SUS304の有力な代替鋼となり得る。しかしながら、個々の用途で重要視される特性は多様であり、そのすべてにおいて両者が同等であるとは言えない<sup>1)</sup>。そのため、用途に応じたCr-Mn-Ni鋼の開発が求められている。そこで、Cr-Mn-Ni鋼の特性に及ぼす合金元素の影響を把握するこ

とが必要となる。

Cr-Mn-Ni鋼は、Niの含有量を下げ、Mn、あるいはCu、C、Nの添加によってオーステナイト組織としている。しかしながら、その加工熱処理組織において、オーステナイト組織の得られる成分範囲は、Fe-Cr-Mn-Ni系として表されている<sup>2)</sup>が、Cu、CやNなどの寄与は報告されていない。このため、Cr-Mn-Ni鋼がオーステナイト組織となる成分範囲を明らかにすることが必要である。

また、Cr-Ni鋼では、その機械的性質や成形性に及ぼす合金元素の影響に関しては多くの報告<sup>3-8)</sup>があり、0.2%耐力と成分の関係が、線形一次式で表現され<sup>3-5)</sup>、材料の成分設計に活用されている。一方、Cr-Mn-Ni鋼の機械的性質に及ぼす合金元素の影響も、いくつか報告されている<sup>9-11)</sup>。しかし、材料の成分設計に活用できるように、特性が成分の一次式として表されていない。Cr-Mn-Ni鋼は、Cr-Ni鋼と同じオーステナイト組織を有し、その特性も似ているため、同じ用途に適用される場合が多い。そのため、

平成19年2月14日受付 平成19年4月12日受理 (Received on Feb. 14, 2007; Accepted on Apr. 12, 2007)

\* 日本金属工業（株）研究開発本部商品開発部 (Products and Development Dept., Research and Development Div., Nippon Metal Industry Co., Ltd., 1 Hama-cho Hekinan 447-8610)

\*<sup>2</sup> 名古屋大学大学院工学研究科量子工学専攻 (Department of Quantum Engineering, Faculty of Engineering, Nagoya University)

機械的性質や成形性に及ぼす合金元素の影響を把握することは重要である。

さらに、SUS304やSUS301など、準安定Cr-Ni鋼は、加工誘起マルテンサイト変態を起こす。そして、この変態の起こし易さ（以下、オーステナイト安定度）を表す指標に、Ni当量<sup>12)</sup>や $Md_{30}$ <sup>13)</sup>が使用されている。一方、Cr-Mn-Ni鋼も加工誘起マルテンサイト変態を生じるが、これに関する研究は少ない<sup>11,14)</sup>。オーステナイト安定度は、さまざまな特性に影響する<sup>15-20)</sup>ため、重要な指標であり、材料設計には欠かせない。

そこで、5種類のCr-Mn-Ni鋼の冷延板の組織、機械的性質および加工誘起マルテンサイト変態量に及ぼす合金元素の影響について調査し、成分設計の指針となる特性と成分の関係を検討した。

## 2. 実験方法

高周波溶解炉を用いて、約40 mm×85 mm×185 mmで約5 kgのインゴットを、銅製の鑄型に鑄込んで製作した。溶解は大気中で行ったが、炉の上部からArガスを吹き込み、シールした。

Table 1にインゴットの成分を示す。10%Mn-1.2%Ni-14%Cr-1.9%Cu-0.13%N (Steel A)、7.8%Mn-4%Ni-15%Cr-1.5%Cu-0.05%N (Steel B)、7.8%Mn-4%Ni-15%Cr-1.5%Cu-0.12%N (Steel C)、3.5%Mn-4.5%Ni-2.5%Cu-0.10%N (Steel D)および4%Mn-6.5%Ni-17%Cr-2%Cu-0.05%N (Steel E)の5種類の基本成分鋼において、それぞれMn, Ni, Cr, Cuの含有量を変化させた。また、Steel Aでは、Siも、Steel Dでは、MoとSiも変化させた。なお、各成分系とも、Pは

Table 1. Chemical compositions (mass%).

a) Steel A

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	N
0.075	0.27	<b>9.54</b>	<b>1.21</b>	<b>14.43</b>	<0.01	<b>1.87</b>	0.153
0.076	0.31	9.92	1.21	<b>14.95</b>	<0.01	1.87	0.135
0.082	0.31	9.81	1.23	<b>15.45</b>	<0.01	1.87	0.134
0.078	0.27	9.75	1.21	<b>16.15</b>	<0.01	1.87	0.127
0.079	0.29	9.80	1.17	<b>16.55</b>	<0.01	1.87	0.125
0.076	0.30	9.89	1.22	<b>16.91</b>	<0.01	1.91	0.127
0.088	0.28	9.57	<b>0.01</b>	14.39	<0.01	1.89	0.147
0.079	0.28	9.82	<b>0.50</b>	14.29	<0.01	1.87	0.136
0.077	0.29	9.80	<b>1.99</b>	14.38	<0.01	1.87	0.132
0.078	0.27	9.67	<b>3.05</b>	14.23	<0.01	1.88	0.151
0.078	0.30	<b>0.35</b>	1.21	14.04	<0.01	1.87	0.129
0.079	0.33	<b>3.16</b>	1.21	14.20	<0.01	1.87	0.123
0.081	0.30	<b>5.91</b>	1.22	14.34	<0.01	1.86	0.144
0.084	0.27	<b>14.34</b>	1.21	14.48	<0.01	1.79	0.122
0.081	0.32	<b>19.63</b>	1.20	14.31	<0.01	1.87	0.141
0.091	<b>0.03</b>	9.77	1.24	14.26	<0.01	1.91	0.137
0.091	<b>0.24</b>	9.73	1.21	14.41	<0.01	1.88	0.147
0.090	<b>1.14</b>	9.84	1.21	14.39	<0.01	1.88	0.137
0.095	<b>1.85</b>	9.95	1.20	14.48	<0.01	1.86	0.142
0.082	0.28	9.93	1.18	14.32	<0.01	<b>0.00</b>	0.128
0.083	0.26	9.91	1.20	14.66	<0.01	<b>0.97</b>	0.124
0.083	0.28	9.86	1.19	14.33	<0.01	<b>3.00</b>	0.127
0.076	0.28	9.56	1.21	14.31	<0.01	<b>3.94</b>	0.129

b) Steel B

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	N
0.051	0.45	<b>7.71</b>	<b>4.03</b>	<b>15.21</b>	<0.01	<b>1.62</b>	0.056
0.047	0.45	<b>0.10</b>	3.96	15.33	<0.01	1.61	0.042
0.050	0.48	<b>1.92</b>	3.96	15.31	<0.01	1.62	0.044
0.050	0.48	<b>3.94</b>	3.97	15.28	<0.01	1.60	0.053
0.049	0.47	<b>6.05</b>	4.01	15.26	<0.01	1.61	0.047
0.049	0.50	<b>11.76</b>	3.98	15.22	<0.01	1.59	0.045
0.049	0.46	7.94	<b>0.01</b>	15.31	<0.01	1.61	0.045
0.048	0.48	7.95	<b>1.00</b>	15.23	<0.01	1.60	0.044
0.049	0.45	7.87	<b>2.00</b>	15.23	<0.01	1.60	0.055
0.046	0.47	7.88	<b>2.98</b>	15.28	<0.01	1.60	0.049
0.044	0.48	7.92	<b>6.06</b>	15.30	<0.01	1.62	0.045
0.047	0.45	7.97	4.04	<b>16.38</b>	<0.01	1.60	0.060
0.052	0.47	7.83	4.01	<b>17.08</b>	<0.01	1.61	0.046
0.048	0.46	7.90	4.02	<b>18.15</b>	<0.01	1.60	0.060
0.049	0.48	7.92	3.96	15.22	<0.01	<b>0.01</b>	0.042
0.048	0.48	7.90	4.03	15.25	<0.01	<b>1.01</b>	0.054
0.046	0.44	7.90	3.95	15.14	<0.01	<b>1.98</b>	0.056
0.042	0.48	8.05	3.98	15.25	<0.01	<b>3.00</b>	0.046
0.048	0.47	8.05	4.01	15.20	<0.01	<b>4.00</b>	0.055

c) Steel C

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	N
0.048	0.47	<b>7.88</b>	<b>3.96</b>	<b>15.23</b>	<0.01	<b>1.60</b>	0.116
0.049	0.46	<b>0.08</b>	4.01	15.25	<0.01	1.58	0.110
0.048	0.49	<b>1.98</b>	4.00	15.20	<0.01	1.61	0.108
0.050	0.46	<b>3.98</b>	4.00	15.29	<0.01	1.60	0.131
0.044	0.49	<b>5.87</b>	3.95	15.21	<0.01	1.59	0.121
0.045	0.49	<b>11.66</b>	3.99	15.20	<0.01	1.59	0.117
0.045	0.48	7.83	<b>0.00</b>	15.18	<0.01	1.59	0.125
0.048	0.47	7.90	<b>1.00</b>	15.21	<0.01	1.58	0.115
0.051	0.44	7.79	<b>1.99</b>	15.25	<0.01	1.58	0.127
0.050	0.49	7.90	<b>3.00</b>	15.27	<0.01	1.59	0.122
0.047	0.48	7.86	<b>6.02</b>	15.09	<0.01	1.57	0.110
0.050	0.51	7.75	3.99	<b>16.01</b>	<0.01	1.58	0.107
0.047	0.46	7.77	3.98	<b>17.13</b>	<0.01	1.58	0.122
0.049	0.49	7.87	3.97	<b>18.04</b>	<0.01	1.57	0.123
0.046	0.47	7.85	4.00	15.23	<0.01	<b>0.01</b>	0.132
0.048	0.46	7.85	4.00	15.23	<0.01	<b>0.99</b>	0.115
0.040	0.49	7.74	3.99	15.13	<0.01	<b>1.98</b>	0.116
0.044	0.45	7.77	4.01	15.21	<0.01	<b>3.00</b>	0.131
0.051	0.46	7.80	4.00	15.23	<0.01	<b>3.99</b>	0.135

d) Steel D

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	N
0.061	<b>0.54</b>	<b>3.62</b>	<b>4.55</b>	<b>17.32</b>	<b>0.27</b>	<b>2.57</b>	0.114
0.063	0.57	<b>5.94</b>	4.67	17.18	0.28	2.58	0.108
0.058	0.56	<b>5.05</b>	4.68	17.08	0.27	2.60	0.095
0.060	0.56	<b>2.96</b>	4.53	17.30	0.27	2.60	0.099
0.059	0.56	<b>1.93</b>	4.52	17.36	0.24	2.56	0.100
0.061	0.42	<b>0.16</b>	4.63	17.30	0.26	2.60	0.093
0.061	0.55	3.67	<b>7.05</b>	17.25	0.26	2.58	0.096
0.061	0.53	3.84	<b>5.96</b>	17.15	0.28	2.62	0.078
0.061	0.60	3.81	<b>3.89</b>	17.27	0.28	2.59	0.090
0.058	0.59	3.79	<b>3.09</b>	17.23	0.27	2.66	0.086
0.062	0.60	3.77	4.58	<b>18.93</b>	0.31	2.51	0.092
0.055	0.60	3.76	4.58	<b>17.88</b>	0.29	2.56	0.091
0.057	0.57	3.76	4.57	<b>15.96</b>	0.25	2.65	0.088
0.062	0.59	3.88	4.54	<b>15.07</b>	0.24	2.65	0.084
0.072	<b>0.09</b>	3.64	4.64	17.19	0.22	2.60	0.111
0.069	<b>0.31</b>	3.68	4.66	17.17	0.25	2.56	0.115
0.070	<b>1.10</b>	3.63	4.64	17.38	0.24	2.36	0.118
0.066	0.56	3.76	4.57	17.26	<b>0.95</b>	2.62	0.104
0.062	0.58	3.79	4.68	17.18	<b>0.08</b>	2.59	0.091
0.056	0.62	3.80	4.56	17.18	0.26	<b>4.11</b>	0.086
0.062	0.60	3.80	4.56	17.33	0.27	<b>3.01</b>	0.089
0.060	0.61	3.77	4.57	17.45	0.27	<b>1.89</b>	0.094
0.061	0.60	3.74	4.59	17.53	0.29	<b>0.90</b>	0.102

e) Steel E

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	N
0.057	0.43	<b>3.97</b>	<b>6.50</b>	<b>17.15</b>	<0.01	<b>2.03</b>	0.052
0.058	0.48	<b>6.12</b>	6.48	17.10	<0.01	2.00	0.047
0.062	0.49	<b>5.10</b>	6.34	16.95	<0.01	2.01	0.049
0.055	0.44	<b>3.07</b>	6.48	17.07	<0.01	2.02	0.050
0.053	0.47	<b>2.02</b>	6.46	17.04	<0.01	2.00	0.043
0.063	0.44	<b>0.01</b>	6.39	17.14	<0.01	1.98	0.043
0.059	0.50	4.11	<b>9.02</b>	17.03	<0.01	2.01	0.039
0.060	0.48	4.06	<b>5.97</b>	17.07	<0.01	2.02	0.039
0.056	0.47	4.08	<b>4.43</b>	17.11	<0.01	2.01	0.053
0.058	0.48	4.03	6.46	<b>18.98</b>	<0.01	2.00	0.041
0.061	0.48	4.07	6.48	<b>18.10</b>	<0.01	1.98	0.048
0.066	0.48	4.09	6.48	<b>15.14</b>	<0.01	2.01	0.041
0.060	0.47	4.10	6.51	17.15	<0.01	<b>4.01</b>	0.045
0.058	0.48	4.10	6.56	16.72	<0.01	<b>3.02</b>	0.040
0.057	0.46	4.05	6.48	17.06	<0.01	<b>1.01</b>	0.053
0.059	0.48	4.10	6.52	17.10	<0.01	<b>0.00</b>	0.046

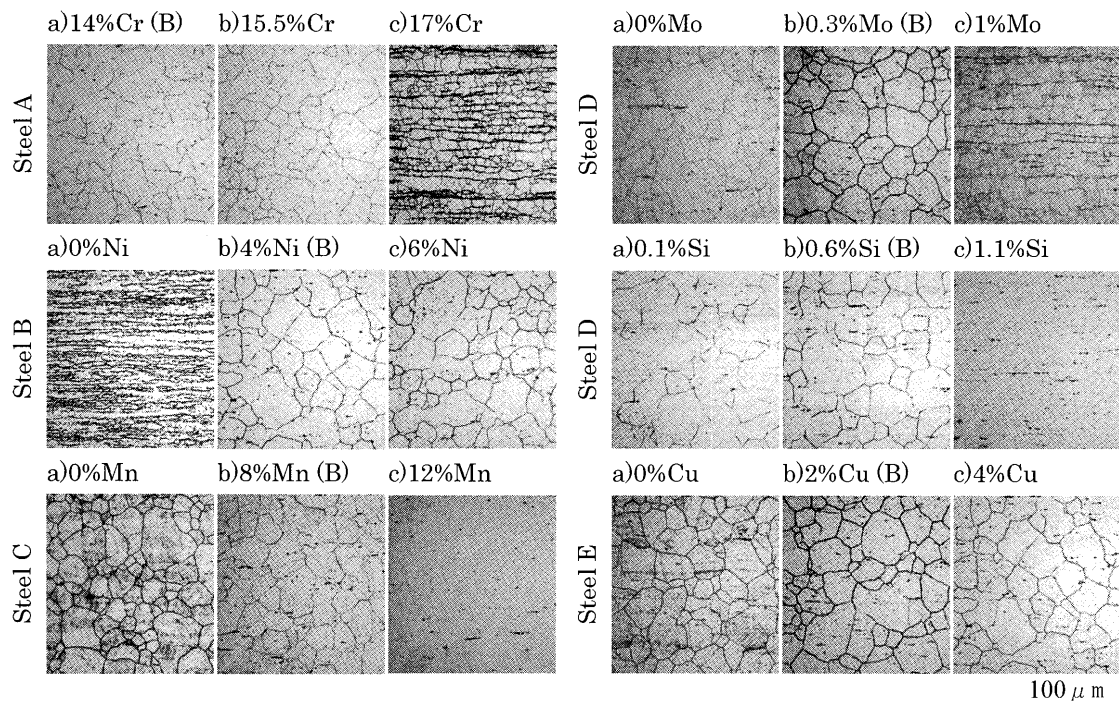


Fig. 1. Effects of alloying elements on microstructures of cold rolled and annealed sheets in Cr-Mn-Ni stainless steels.

0.020~0.030%, Sは0.001~0.003%であった。

インゴットを1200°C×60 min加熱した後、熱延( $t=3$  mm)→焼鈍(1100°C×6 min)→脱スケール(ショットブラスト+硝酸浸漬)→冷延( $t=0.8$  mm)→焼鈍(1100°C×2 min)→酸洗(硝酸浸漬)を経て、冷延焼鈍板を作製した。なお、焼鈍後の冷却は空冷とした。

得られた冷延焼鈍板から、圧延方向と平行にJIS13B号の試験片を採取し、引張試験を行った。また、圧延方向と平行断面を鏡面研磨した後、硝酸中で電解エッチングし、光学顕微鏡にて組織観察を行った。さらに、JIS13B号試験片を、インストロン型引張試験機を用いて、室温(25°C)にて、ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3}$ /sで、真ひずみ0.3の引張加工を行った。なお、いくつかの試験片で、引張加工中の試験片温度を測定した結果、 $35^\circ\text{C} \pm 3^\circ\text{C}$ となった。引張加工前後の試験片の平行部中央で、FISCHER製FERITSCOPEを用いて、フェライト量を測定し、その差を加工誘起マルテンサイト変態量とした。なお、測定は、試験片を3枚重ねて行い、重ねる順番を変えて、3回測定した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 組織

Fig. 1に合金元素によるSteel A, Steel B, Steel C, Steel DおよびSteel Eの冷延焼鈍組織の変化例を示す。なお、図中の(B)は各基本成分鋼の冷延焼鈍組織を示している。これら基本成分の冷延焼鈍組織はすべてオーステナイト組織であり、これら組織に及ぼす合金元素の影響は、鋼種に

係なく、ほぼ同じであった。すなわち、基本成分に対して、Cr量およびMo量の増加は、フェライトを生じさせ、それに伴いオーステナイト結晶粒を細粒化させた。しかし、Si量の増加によるフェライトの残存は、今回の成分範囲では、ほとんど観察されなかった。

一方、基本成分よりNi量が少ない場合、マルテンサイトが生じ、さらにフェライトの残存が観察されることがあった。次に、Mn量が増加すると、オーステナイト粒界がエッチングされ難くなった。これは、Mn量の増加がCの活量を下げ、粒界における炭化物形成を抑制したためと考えられる。また、Mn量が減少してもフェライトの残存は認められなかったが、後述の機械的性質からマルテンサイト組織が多量に存在していると考えられた。そして、Cu量の変化による組織変化は認められなかった。

なお、オーステナイト組織が得られた成分範囲では、結晶粒径はおよそ50 μm前後であり、基本成分からの合金元素の増減によって、ほとんど変化しなかった。

#### 3.2 機械的性質

Fig. 2に機械的性質に及ぼす合金元素の影響を示す。Cr量およびMo量の増加によって、組織中にフェライトが残存した場合、引張強さおよび耐力は増加し、伸びは減少した。しかし、オーステナイト組織の得られる範囲では、機械的性質の変化は小さかった。一方、Si量の増加とともに、引張強度、耐力および伸びは増加した。

Ni, MnおよびCu量の減少によって、組織中にマルテンサイト、またはフェライトが生じると、引張強度および耐力は増加し、伸びは減少した。しかし、オーステナイト組

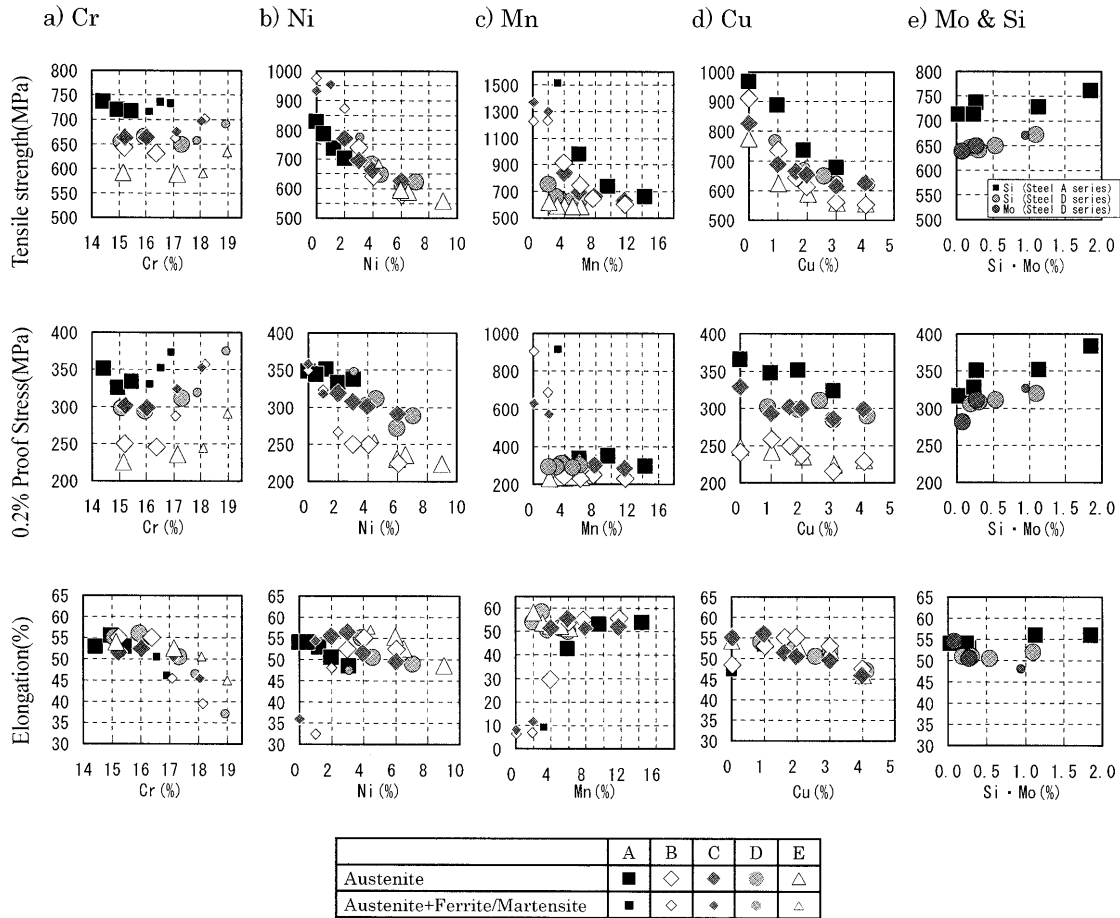
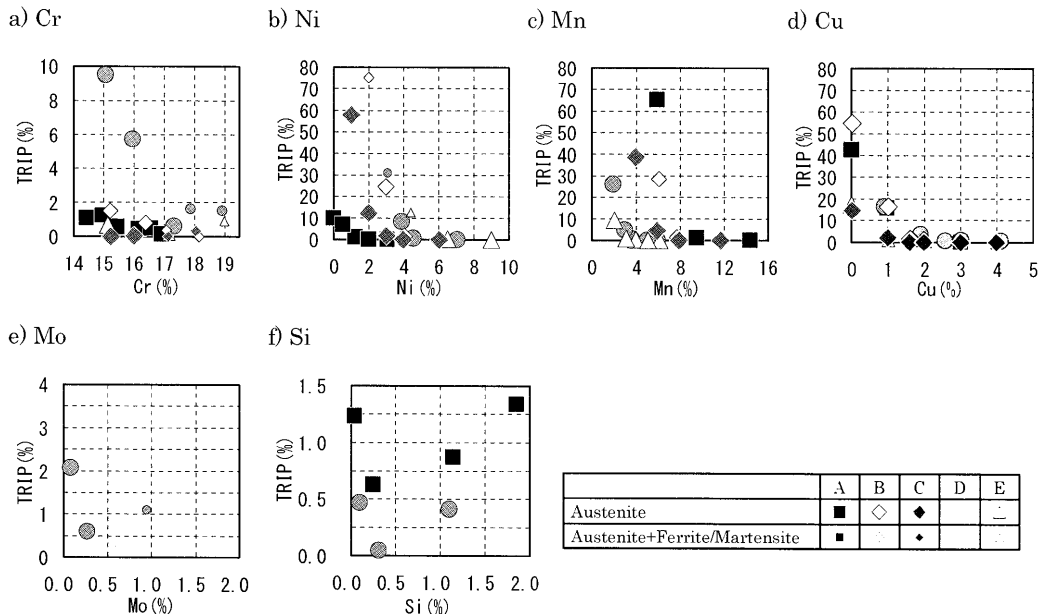


Fig. 2. Effects of alloying elements on mechanical properties.

Fig. 3. Effects of alloying elements on deformation-induced martensite transformation content (*TRIP*) by tensile deformation (true strain 0.3).

織の得られる範囲では、Ni、MnおよびCu量の増加とともに、引張強度および耐力は減少し、伸びは最大となる含有量が存在した。

### 3.3 加工誘起マルテンサイト変態量

Fig. 3に加工誘起マルテンサイト変態量に及ぼす合金元素の影響を示す。Cr量とMo量の増加は、加工誘起マルテンサイト変態量を減少させた。しかし、組織中にフェライ

トが残留するようになると、加工誘起マルテンサイト変態量が増加する場合があった。これには、焼鈍において、フェライトがオーステナイトへ溶け込む過程で、一時的に不安定なオーステナイト相が生じた、または、フェライト相とオーステナイト相の間で成分の分配が生じたことが影響していると考えられる。特に、後者において、フェライト相へはCrやMoが濃化するため、オーステナイト相中のこれらの含有量は減少する。オーステナイト相へはNiやCuなどが濃化するが、CrやMoも室温付近ではオーステナイト相を安定にする効果を有するため、各元素の分配によっては、オーステナイト相が不安定になると考えられる。

Ni, Mn, およびCu量の増加は加工誘起マルテンサイト変態量を減少させた。また、Steel BとSteel Cを比較すると、N量の増加も加工誘起マルテンサイト変態量を減少させた。

一方、Siによる加工誘起マルテンサイト変態量の変化は上述の元素による変化とは異なった。すなわち、低SiからSi量が増加すると、加工誘起マルテンサイト変態量は、一旦、減少するが、その後、さらにSi量が増加すると、その変態量は増加した。

なお、X線回折の結果、いずれの試験片においても、ε相は検出されなかった。

#### 4. 考察

##### 4.1 Cr当量とNi当量および組織図

Franksら<sup>2)</sup>は、Cr-Mn-Ni鋼の熱間鍛造焼鈍組織を調査し、オーステナイト組織の得られるCr, MnおよびNiの成分範囲を示している。しかし、この組織図では、CとNが限定されること、Cu, SiおよびMoに関しては不明であるため、必ずしも有用であるとは言えない。そこで、Cr-Mn-Ni鋼において主要成分による組織図の検討を行った。

ところで、状態図を検討する上では、各試験片において、合金元素が等しく固溶していることが必要である。Fig. 1の組織観察において、10% Mn以上を含有した鋼と1% Si以上を含有した鋼の粒界がエッチングされ難くなった。特に、前者は粒界における炭化物の析出量が影響している。先述したようにMnは炭素の活量をさげるため、炭化物の析出が遅れていると考えられる。一方、後者は、Si添加による耐硝酸性の向上によって、全体的にエッチングされ難くなっていると考えられ、粒界への炭化物析出に対しては、大きな変化はないと考えられる。さらに、その他の成分の鋼に関しても、含有する炭素量に大きな差はないため、炭化物の析出量に差異はないと判断した。このため、10% Mn以上を含有する場合は、若干の誤差が生じると考えられる。但し、これに該当する成分は、全試験成分から見ると少ないため、以下の解析結果に対しては、大きな影響は

及ぼさないと判断した。

冷延焼鈍板のフェライト量を、FISCHER製FERITSCOPEを用いて測定し、フェライト量と成分とを回帰分析した。そして、得られた回帰式から+の係数を持つ成分をCr当量( $Cr_{eq}$ )、-の係数を持つ成分をNi当量( $Ni_{eq}$ )とすると、式(1)から式(3)の関係が得られた。なお、マルテンサイト組織となった鋼は回帰分析から除外した。この結果、Mnのオーステナイト形成効果は、Niの0.18倍であり、Cr-Ni鋼におけるMnの能力(係数)<sup>21,22)</sup>よりも小さいことが明らかとなった。

$$\text{Calculated ferrite } \alpha(\%) = -4.2 - 4.3Ni_{eq} + 2.7Cr_{eq}, \quad R^2 = 0.81 \quad \dots\dots\dots(1)$$

$$Cr_{eq} = [\%Cr] + 1.15[\%Si] + 0.78[\%Mo] \quad \dots\dots\dots(2)$$

$$Ni_{eq} = [\%Ni] + 29[\%C] + 25[\%N] + 0.18[\%Mn] + 0.35[\%Cu] \quad \dots\dots\dots(3)$$

Fig. 4に $Cr_{eq}$ と $Ni_{eq}$ による組織図を示す。フェライト量に関しては、有効な組織図となる。しかし、Cr-Mn-Ni鋼の凝固組織<sup>23)</sup>と同じように、マルテンサイト組織を含めた組織図には適用できない。そこで、マルテンサイト変態を考慮に入れた組織図を検討した。

今回、マルテンサイト変態の指標として、その変態温度( $M_s$ 点)を採用した。Hull<sup>24)</sup>は、ステンレス鋼のマルテンサイト変態温度に及ぼす合金元素の影響を調査し、各合金元素の影響を、Niの係数を1とした式(4)のNi当量( $Ni_{eq}^{for M_s}$ )として報告している。なお、ここでは、本研究に關係する合金元素のみ示した。この式は12~24%Cr-0~20%Mn-0~20%Niを含有したステンレス鋼を用いて決定されており、本研究の供試材の成分範囲を含んでいるため、適用可能と判断した。

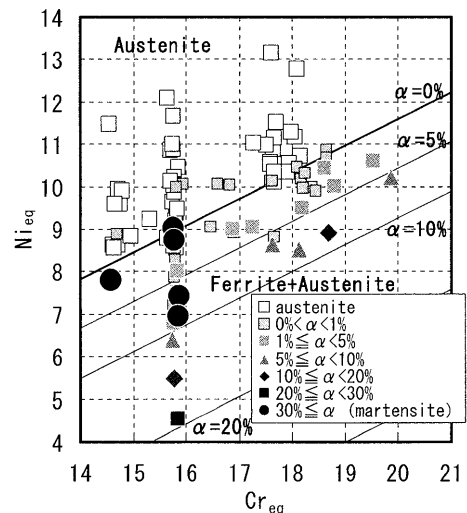


Fig. 4. Constitutional diagram by  $Cr_{eq}$  and  $Ni_{eq}$  in Cr-Mn-Ni stainless steels.

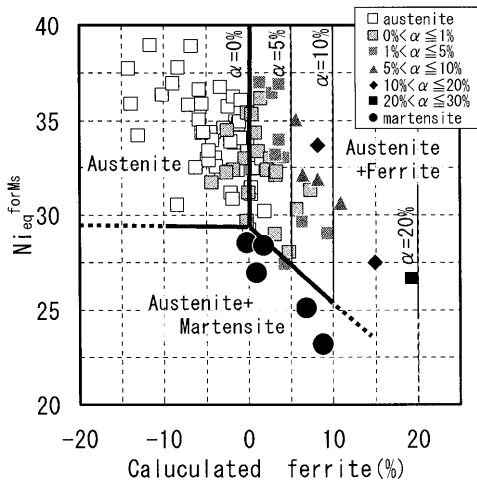


Fig. 5. Constitutional diagram by calculated ferrite and  $Ni_{eq}^{forMs}$  in Cr-Mn-Ni stainless steels.

$$Ni_{eq}^{forMs} = [\%Ni] + 41[\%C] + 55[\%N] + 0.92[\%Mn] + 0.80[\%Cr] + 0.63[\%Si] + 0.94[\%Mo] + 1.44[\%Cu] \dots (4)$$

そして、フェライトの指標である式(1)とマルテンサイト変態の指標である式(4)を用いた場合に得られる組織図を Fig. 5 に示す。このように横軸および縦軸に、それぞれの指標を用いることによって、オーステナイト組織の得られる成分範囲、フェライトの残留が生じる成分範囲とその残留量、およびマルテンサイトが生じる成分範囲を示すことができる。

ところで、式(4)の Mn の係数は式(3)の Mn の係数よりも大きい。このことは、Ni の影響度を基準とした場合のオーステナイト形成効果 (フェライト → オーステナイト変態) に及ぼす Mn の影響度よりもオーステナイト安定化効果 (オーステナイト → マルテンサイト変態) に及ぼす Mn の影響度が大きいことを示している。これら Mn の異なる影響度が、Cr-Mn-Ni 鋼の組織図をフェライト量から求めた  $Cr_{eq}$  と  $Ni_{eq}$  では表現できなかった理由と考えられる。

なお、Fig. 5 の組織図から判断して、Cr-Mn-Ni 鋼の冷延焼鈍板において、オーステナイト組織を得るためには、少なくとも式(1)の  $\alpha \leq 0\%$  で、式(4)の  $Ni_{eq}^{forMs} \geq 30$  を満たす成分でなければならない。

#### 4.2 0.2%耐力と成分の関係

0.2%耐力は、加工初期の変形抵抗に影響するだけでなく、成形品の形状凍結性や金型寿命にも影響する。そのため、プレス成形品などの用途を考えた場合、より軟質な材料が好まれるため、この特性は重要となる。これまで Cr-Mn-Ni 鋼に関して、機械的性質に及ぼす成分の影響に関する報告はいくつかあり<sup>9-11)</sup>、個々の元素の効果は、本研究とほぼ同じであった。しかし、0.2%耐力を成分の線

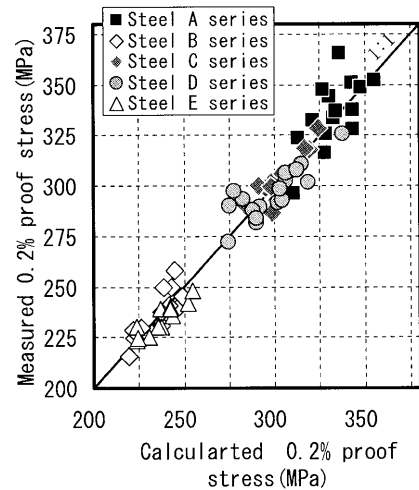


Fig. 6. Relationship between measured and calculated 0.2% proof stress.

形式で表現した報告はない。そこで、オーステナイト組織が得られた鋼において、成分と 0.2%耐力とを回帰分析した。その結果、式(5)の関係式が得られ、Fig. 6 の計算耐力と実測された耐力の関係に示すように、両者には良い相関が認められた。

$$0.2\% P.S. (MPa) = 133 + 481[\%C] + 24.6[\%Si] - 1.7[\%Mn] - 3.8[\%Ni] + 4.1[\%Cr] + 17.3[\%Mo] - 7.7[\%Cu] + 931[\%N] \dots (5)$$

ところで、式(5)は Mn, Ni および Cu の増加は耐力を低下させ、C, N, Cr, Mo および Si の増加は耐力を増加させることを示している。これら合金元素による変化は、積層欠陥エネルギーや格子歪などが影響している<sup>5)</sup>と考えられる。

一方、Cr-Ni 鋼では、その機械的性質に及ぼす合金元素の影響に関しては多くの報告がある<sup>3-8)</sup>。津田<sup>3)</sup>は SUS304 周辺成分に関する実験によって 0.2%耐力と成分の関係をj得ている。これと本研究の 0.2%耐力に及ぼす合金元素の影響はほぼ同じであった。このことは、組織がオーステナイトである限り、0.2%耐力に及ぼす合金元素の影響は大きく変化しないことを示していると思われる。

#### 4.3 Cr-Mn-Ni 鋼のオーステナイト安定度

オーステナイト安定度の指標に  $Ni_{eq}^{12)}$  や  $Md_{30}$  の式があり<sup>13)</sup>、Cr-Ni 鋼では、式(6)に示す野原ら<sup>25)</sup>の式がよく用いられる。なお、 $v$  は結晶粒度である。そして、同じ歪を受けたとき、 $Md_{30}$  の値が高い材料は、加工誘起マルテンサイトが多く発生する。

$$Md_{30} (^\circ C) = 551 - 462([\%C] + [\%N]) - 9.2[\%Si] - 8.1[\%Mn] - 13.7[\%Cr] - 29([\%Ni] + [\%Cu]) - 18.5[\%Mo] - 68[\%Nb] - 1.42(v - 8.0) \dots (6)$$

Fig. 7 に野原ら<sup>25)</sup>の  $Md_{30}$  に対する加工誘起マルテンサイ

ト変態量を示す。なお、冷延板において、フェライトスコープで0.1%以上を検出したフェライトの残存した鋼とマルテンサイト組織を有する鋼は除いた。この結果、 $Md_{30}$ の増加とともに加工誘起マルテンサイト変態量が増加した。しかし、同じ $Md_{30}$ でも、Mn量が多い鋼では、加工誘起マルテンサイト変態量が少なくなった。このことは、野原ら<sup>25)</sup>の $Md_{30}$ の式をCr-Mn-Ni鋼に適用しようとした場合、Mnの係数を見直さなければならないことを示唆している。

そこで、野原ら<sup>25)</sup>の式と加工誘起マルテンサイト変態量の間、式(7)の関係があると仮定して、回帰分析をした。そして、Niの係数を1としたNi当量( $[Ni]_{eq}$ )として式(8)が得られた。なお、式(7)のa, b, cは、定数である。この結果、野原ら<sup>25)</sup>の式では、MnはNiの3割に満たないオーステナイト安定効果しかないが、本研究におけるそれは約7割まで増加した。

$$TRIP(\%) = aMd_{30} + b[\% Mn] + c \dots\dots\dots (7)$$

$$[Ni]_{eq} = [\% Ni] + [\% Cu] + 16([\% C] + [\% N]) + 0.32[\% Si] + 0.66[\% Mn] + 0.64[\% Mo] + 0.47[\% Cr] \dots\dots\dots (8)$$

式(8)の $[Ni]_{eq}$ と加工誘起マルテンサイト変態量の間をFig. 8に示す。この結果、 $[Ni]_{eq}$ と加工誘起マルテンサイト変態量は高い相関のあることが分かる。

オーステナイト安定度は、材料特性、特に、伸びや張出し性に影響する<sup>25,26)</sup>ことが知られている。そこで、今回、

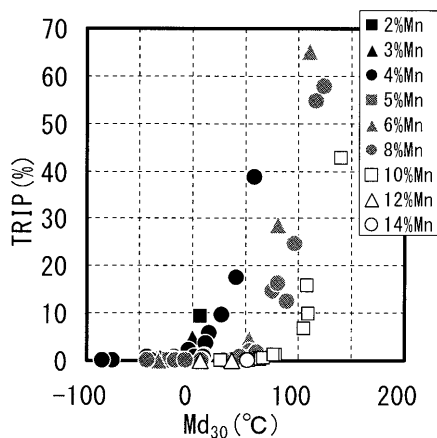


Fig. 7. Relationship between deformation-induced martensite transformation content (TRIP) and  $Md_{30}$  by Nohara.

Cr-Mn-Ni鋼の新たなNi当量が得られたため、その材料特性との関係を検討した。Fig. 9に式(8)に示した $[Ni]_{eq}$ とエリクセン値との関係を示す。この結果、エリクセン値を最大にする $[Ni]_{eq}$ が19~20に存在し、21以上ではほぼ一定になった。このため、今回は開発した式(8)の $[Ni]_{eq}$ は材料設計において、有効であると思われる。

ところで、オーステナイト系ステンレス鋼のオーステナイト安定度に及ぼす合金元素の影響については多くの報告がある<sup>12,13,27-30)</sup>。Table 2に報告されているオーステナイト安定度のNiの係数を1とした時の係数を示す。

本研究の係数は、野原ら<sup>25)</sup>の式から発展させているため、

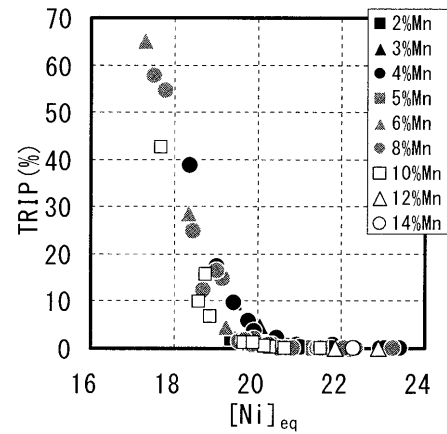


Fig. 8. Relationship between  $[Ni]_{eq}$  and deformation-induced martensite transformation content (TRIP).

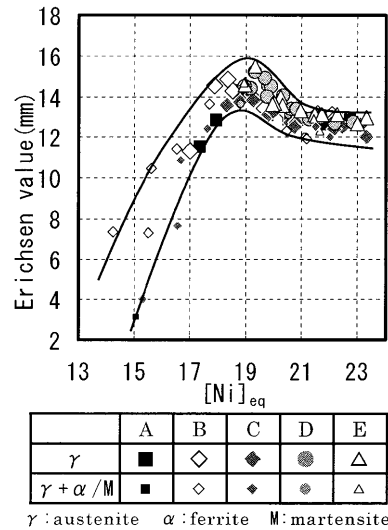


Fig. 9. Relationship between  $[Ni]_{eq}$  and Erichsen-value.

Table 2. Comparison of coefficient of Ni equivalents in austenite stability.

	Cu	C	N	Mn	Si	Cr	Mo	Nb	comment
Angel <sup>13)</sup>	-	48.6	48.6	0.85	1.14	1.44	2.03	-	Experiment
Nohara <sup>25)</sup>	1	15.9	15.9	0.28	0.32	0.47	0.64	2.3	Experiment: SUS301
Takemoto <sup>30)</sup>	-	9.69	9.69	0.60	-0.11Si <sup>2</sup>	0.18	-	-	Experiment
Hirayama <sup>12)</sup>	-	12.6	-	1.05	0.35	0.65	0.98	-	Thermodynamics
Sanga <sup>29)</sup>	0.53	12.93	7.55	1.11	-0.27	0.72	0.88	0.19	Thermodynamics
This work	1	15.9	15.9	0.66	0.32	0.47	0.64	-	Experiment

これに近いが、Mnの係数は0.66と大きい。野原ら<sup>25)</sup>は、2% Mn以下のSUS301周辺の成分に関して $Md_{30}$ を測定しているため、Mnのオーステナイト安定化の大きな効果を検出できなかったと考えられる。一方、安定型Cr-Ni鋼の磁氣的性質に及ぼす合金元素の影響を調査した武本ら<sup>30)</sup>の式のMnの係数は本研究のそれに近い。武本らは最大8% Mn含有鋼まで試験しているため、Mnの大きなオーステナイト安定化効果を検出したと考えられる。このように、研究者によって、各元素の係数に差異が生じるが、実験から決定している場合は、調査した成分範囲に影響されている可能性がある。

一方、平山ら<sup>12)</sup>や三加ら<sup>29)</sup>は、熱力学データから各元素のオーステナイト安定化効果を算出している。そして、MnはNiと同等のオーステナイト安定化効果を有していることが示されている。しかし、これらNi当量と本研究の加工誘起マルテンサイト量の関係は、Mnに関して層別ができ、Mnの係数を0.72まで下げる必要性のあることを確認した。熱力学的解析におけるいくつかの近似が影響していると考えられる。

#### 4. 結言

5種類のCr-Mn-Ni鋼の冷延板の組織、機械的性質およびオーステナイト安定度に及ぼす合金元素の影響について調査し、成分設計の指針となる特性と成分の関係を検討した。そして、以下の結果が得られた。

(1) Cr-Mn-Ni鋼の組織図は、計算フェライト量( $\alpha$ )とマルテンサイト変態を表す指標( $Ni_{eq}^{for Ms}$ )を用いることによって得られた。そして、Cr-Mn-Ni鋼の冷延焼鈍板において、オーステナイト組織を得るためには、 $\alpha \leq 0\%$ で、 $Ni_{eq}^{for Ms} \geq 30$ を満たす成分でなければならないことが明らかとなった。

(2) Cr-Mn-Ni鋼の0.2%耐力と成分の関係式を得たが、それぞれの合金元素の影響度はCr-Ni鋼のそれと大きな違いは認められなかった。

(3) 引張加工によって生じる加工誘起マルテンサイト変態量と成分の関係から、Cr-Mn-Ni鋼のオーステナイト

安定度を示すNi当量( $[Ni]_{eq}$ )が得られた。そして、エリクセン値を最大にする $[Ni]_{eq}$ が19~20に存在し、21以上ではほぼ一定となり、加工性の指標として、その有効性が示された。

#### 文 献

- 1) T.Oshima, Y.Habara and K.Kuroda: *Tetsu-to-Hagané*, **92** (2006), 233.
- 2) R.Franks, W.O.Binder and J.Thompson: *Trans. Am. Soc. Met.*, **47** (1955), 231.
- 3) M.Tsuda: *Nippon Yakin Tech. Rep.*, **3** (1994), 49.
- 4) F.B.Pickering: *Int. Met. Rev.*, **21** (1976), 227.
- 5) N.Ohkubo, K.Miyakusu, Y.Uematsu and H.Kimura: *ISIJ Int.*, **34** (1994), 764.
- 6) K.J.Irvine, T.Gladman and F.B.Pickering: *J. Iron Steel Inst.*, **207** (1969), 1017.
- 7) S.Kawashima, R.Kessoku, S.Kaneko and K.Harada: *Tetsu-to-Hagané*, **63** (1977), 865.
- 8) M.Fujikura, K.Takada and K.Ishida: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **15** (1975), 464.
- 9) Y.Ikegami and R.Nemoto: *ISIJ Int.*, **36** (1996), 856.
- 10) M.B.Cortie, D.Wellbeloved, M.Kincer and R.A.Lula: *High Mn High N Austenitic Steels J.*, (1993), 177.
- 11) A.K.Raj and K.A.Padmanabhan: *J. Mater. Sci. Lett.*, **16** (1997), 1920.
- 12) T.Hirayama and M.Ogirima: *J. Jpn. Inst. Met.*, **34** (1970), 507.
- 13) T.Angel: *J. Iron Steel Inst.*, **177** (1954), 165.
- 14) J.M.Larsen and A.W.Thompson: Hydrogen Effects in Materials, ed. by A.W.Thompson and N.R.Moody, TMS, (1996), 865.
- 15) K.Hoshino and K.Mukai: *Tetsu-to-Hagané*, **69** (1983), 631.
- 16) K.Hoshino: *Tetsu-to-Hagané*, **63** (1977), 659.
- 17) H.Uchida: *Press Working*, **24** (1986), 107.
- 18) T.Ozaki and T.Konuma: *Corros. Eng. (Jpn.)*, **36** (1987), 83.
- 19) M.Usuda, S.Hiwatari, M.Takahashi, Y.Sakuma and T.Katayama: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **39** (1998), 77.
- 20) S.Takahashi, T.Sasaki, M.Hashimoto and H.Hirose: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A*, **66** (2000), 1172.
- 21) A.L.Schaeffler: *Weld. J.*, **26** (1947), 601s.
- 22) W.T.DeLong, G.A.Ostrom and E.R.Szumachowski: *Weld. J.*, **35** (1956), 521s.
- 23) T.Oshima, A.Kimura, T.Hamada, Y.Habara and K.Kuroda: *Tetsu-to-Hagané*, **92** (2006), 372.
- 24) F.C.Hull: *Weld. J.*, **52** (1973), 193s.
- 25) H.Nohara, H.Ono and N.Ohashi: *Tetsu-to-Hagané*, **63** (1977), 212.
- 26) N.Ito, M.Ogaya, K.Yokoyama and S.Ishiyama: *Nippon Stainless Tech. Rep.*, **13** (1977), 1.
- 27) I.J.Sjoberg: *Wire*, (1973), 155.
- 28) T.Gladman, J.Hammond and F.W.Marsh: *Steel Metal Industry*, (1974), 219.
- 29) M.Sanga, N.Yukawa and K.Ishikawa: *Proc. 49th Jpn. Joint Conf. Technol. Plas.*, (1998), 53.
- 30) T.Takemoto, Y.Murata and T.Tanaka: *ISIJ Int.*, **30** (1990), 608.