

UDC 669.14.018.8 : 669.15'24'26-194-157.8 : 620.18 :
669.112.227.34 : 539.4

論 文

17Cr-7Ni ステンレス鋼の組織, Ms 点および機械的性質に及ぼす Al と C 含有量の影響について*

古 川 徹**・小 沼 静 代***

The Effects of Al and C Content on the Microstructure, Ms Temperature and the Mechanical Properties in 17Cr-7Ni Stainless Steel

Tôru FURUKAWA and Shizuyo ONUMA

Synopsis:

In order to make clear the roles of Al and C in 17Cr-7Ni stainless steel, the microstructural features, Ms temperature, and mechanical properties were investigated for the steels containing variable amounts of Al and C. The results obtained are as follows:

(1) The quantity of δ -ferrite in matrix increased with the increase of Al content, or the decrease of C content. No δ -ferrite is observed in the range of Al content less than about 0.7%, but the phase of δ -ferrite is nearly 10 and 50% in matrix for steels containing about 1 and 2% Al, respectively. Furthermore, for the steels containing about 0.01 and 0.07% C, the phase of δ -ferrite exists in 45 and 10% in matrix, respectively. And also when C content in steel is more than 1%, the δ -ferrite can not be observed.

(2) According to our experiments, it seems that the Ms temperature is raised in rate of 20°C per 1% Al, and is dropped down about 14°C per 0.01% C in content.

(3) It is confirmed that the microstructural features and the Ms temperature are affected sensitively with Al and C content.

(4) The best mechanical properties is obtained for the steel containing about 1.2% Al and 0.07% C. Also it can be recognized that the age hardenability are increased with the increase of Al content, and with the decrease of C content.

1. 緒 言

17Cr-7Ni ステンレス鋼に約 1%Al を合金した鋼は、一般に、17-7PH ステンレス鋼とよばれ、その機械的性質および硬化機構について多くの報告^{1)~10)}があるが、その組織, Ms 点, および機械的性質に対する Al および C 含有量の影響については十分に明らかにされているとはいえない。本来、この鋼種はマルテンサイト相から金属間化合物 NiAl を母体とする相 (以下 α' 相とよぶ) の析出反応を利用してすぐれた機械的強度を得ることを目的とした鋼であるが、 δ -フェライト相についても α' 相の析出反応によつて著しく強化されることがわかっている²⁰⁾。近年、機械および構造物の安全性という観点から高強度鋼の強靱性が重視され、この分野の研究が各所で進められてきている。結晶粒の微細化、炭化物の粒状微細均一分布、低炭素高合金マルテンサイトの利用などの

ほか、田村ら²¹⁾は δ - α' 2相組織による強靱化を報告している。2相ステンレス鋼についてはその機械的強度が δ 系ステンレス鋼よりすぐれていることおよび応力腐食に対してもすぐれていること^{22)~24)}などから数種の新鋼種がすでに開発されている。

筆者らは高張力鋼の強靱性改善という目的から、析出硬化型ステンレス鋼の研究を進めているが、その基礎段階として、本報では 17Cr-7Ni ステンレス鋼をとりあげ、この鋼の組織, Ms 点, 機械的性質に及ぼす C%, Al %, 冷間加工などの影響について研究した結果を報告する。

2. 試料および実験方法

本研究に用いた試料の化学分析値を Table 1 に示す。表中、鋼 A ~ 鋼 H は C 含有量をほぼ 0.07% にして Al 含有量を約 2.5% まで増したもので、これらにより本鋼種

* 昭和 51 年 9 月 7 日受付 (Received Sep. 7, 1976)

** 新潟大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Niigata University, 1 Gakko-cho Nagaoka 940)

*** 新潟大学工学部 (Faculty of Engineering, Niigata University)

Table 1. Chemical compositions of specimens (%).

	C	Al	Ni	Cr	Si	Mn	P	S
A	0.07	—	7.03	16.91	0.53	0.69	0.021	0.008
B	0.07	0.68	7.38	17.22	0.51	0.73	0.009	0.013
C	0.08	0.93	6.81	17.52	0.72	0.66	0.024	0.008
D	0.08	1.15	7.01	17.34	0.53	0.74	0.018	0.015
E	0.08	1.38	7.00	17.13	0.60	0.74	0.009	0.019
F	0.07	1.54	6.93	17.16	0.60	0.74	0.011	0.014
G	0.07	2.05	7.03	17.03	0.59	0.72	0.017	0.011
H	0.06	2.59	7.05	17.06	0.52	0.75	0.010	0.010
L	0.01	1.25	7.12	17.12	0.58	0.58	0.011	0.020
M	0.12	1.17	6.94	16.53	0.62	0.85	0.005	0.007
N	0.15	1.13	7.15	17.08	0.49	0.72	0.009	0.015
O	0.18	1.06	7.01	16.63	0.66	0.81	0.005	0.009

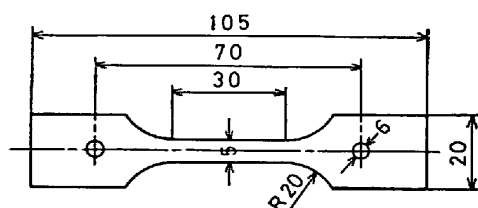


Fig. 1. Test piece for tensile test.

の組織および Ms 点に及ぼす Al 含有量の影響を調べようとしたものであり、鋼 L~鋼 O は上記の各性質に及ぼす C 含有量の影響をみるため Al 含有量をほぼ 1.1% にして C 含有量を 0.01~0.2% に変えた鋼種である。

試料は高周波真空炉で溶解した。平均直径約 75 mm で 7~8 kg の鋼塊を作り、この頭部、底部および側面を

削りとつた残り約 5 kg を熱間で鍛造、圧延して、顕微鏡組織観察用試料および熱膨張試験用試料は直径約 12 mm の丸棒にし、引張試験用およびビッカース硬さ試験用試料は厚さ約 2 mm の平板にした。

組織観察には直径約 12 mm の丸棒を長さ約 12 mm に切断して試験片とし、熱膨張試験には 12 mm の丸棒をさらに直径約 8 mm の丸棒に鍛造した後直径 5 mm、長さ 70 mm の試験片に機械加工した。引張試験用および硬さ試験用の試料は熱間圧延後固溶処理、酸洗をし、その後冷間圧延によつて厚さ 1 mm の平板にした。引張試験片の寸法を Fig. 1 に示す。なお、硬さ試験は引張試験片のチャック部で、引張試験の前に行なつた。

Ms 点の測定は佐藤式示差熱膨張計を用い、パロー合

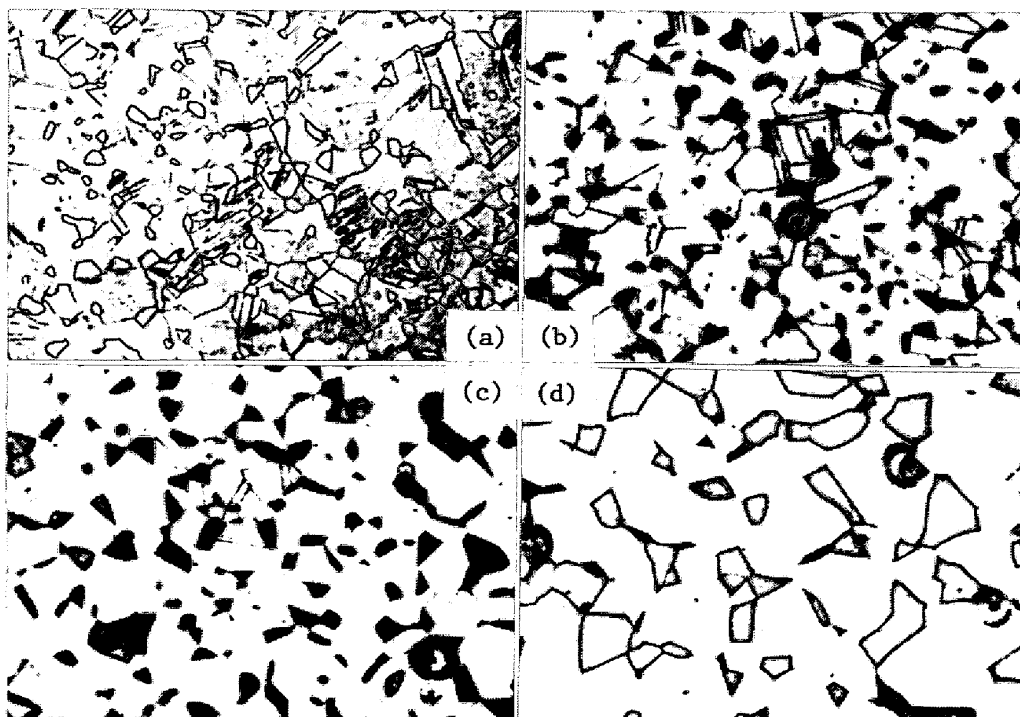


Photo. 1. Effect of solution temperature on microstructure in steel D containing 1.1% Al and 0.08% C ((a); 1000°C×0.5h. WQ, (b); 1050°C×0.5h. WQ, (c); 1100°C×0.5h. WQ, (d); 1200°C×0.5h. WQ, ×400).

金を中立棒にして, 所定の温度でオーステナイト調整を行なった後空冷した場合の示差熱膨張線図を測定し, これらの線図から Ms 点を求めた.

3. 実験結果とその考察

3.1 固溶化状態の組織に及ぼす加熱温度ならびに Al と C 含有量の影響

3.1.1 組織に及ぼす加熱温度の影響

固溶化温度をきめる一つの手段として, 組織と加熱温度の関係を調べた. Photo. 1 は鋼 D を 1000°C, 1050°C, 1100°C, および 1200°C で 0.5 h 加熱した後 0°C の水中に急冷した場合の顕微鏡組織を示す. 1000°C で固溶化した場合は, 約 10% 程度の δ -フェライトのほか少量のマルテンサイトをまじえたオーステナイト組織である. 1050°C で固溶化した場合は約 10% の δ -フェライトをまじえたオーステナイト組織を示し, δ -フェライトおよびオーステナイトともその結晶粒は小さい, 固溶化温度がこれより高くなると結晶粒はしだいに大きくなり, 1200°C ではその傾向はさらに著しい. これらの写真の観察結果と前報⁶⁾の結果から, 1050°C で固溶化した場合はマルテンサイトがなく, しかもオーステナイトおよび δ -フェライトの結晶粒が小さいので, 固溶化温度としては 1050°C がもつとも適当と考えられる.

3.1.2 組織に及ぼす Al 含有量の影響

Al はフェライト生成元素であるから, 17Cr-7Ni ステンレス鋼に Al を合金するとフェライトが生じて組織に変化が生ずることが予測される. そこで本鋼種の組織に及ぼす Al 含有量の影響を調べた.

鋼 B~G を用い, まず 1050°C で 0.5 h 固溶化した後水冷し, その顕微鏡組織を検討した. Photo. 2 に鋼 B, 鋼 D, 鋼 F, および鋼 G の組織を示す. りん酸のクロム酸飽和液中で電解研磨した後, 改良型村上氏液で腐食した. 着色している相が δ -フェライト相で, 残部がオーステナイト相である. 鋼 B では δ -フェライト相はほとんど認められず, Al 添加量が多くなるにつれて δ -フェライト量が増している. これらの顕微鏡写真を線分析によって解析すると, 鋼 D では約 10% の δ -フェライトが存在し, 鋼 F では約 15% であるが, 鋼 G では約 50% 認められる. この観察結果から, Al 含有量が約 1.5% までは δ -フェライト量はそれほど増加しないが, それ以上になると δ -フェライト量は急激に増加するようである.

これらの各鋼を 1000°C 以下でオーステナイト調整後急冷すると, Photo. 2 で認められたオーステナイト相はその合金組成とオーステナイト調整条件によつて定まる量だけマルテンサイトに変態する. 一例として 775°C で 1 h オーステナイト調整後 0°C の水中に急冷した鋼 B, 鋼 D, および鋼 G の組織を Photo. 3 に示す. Al 含

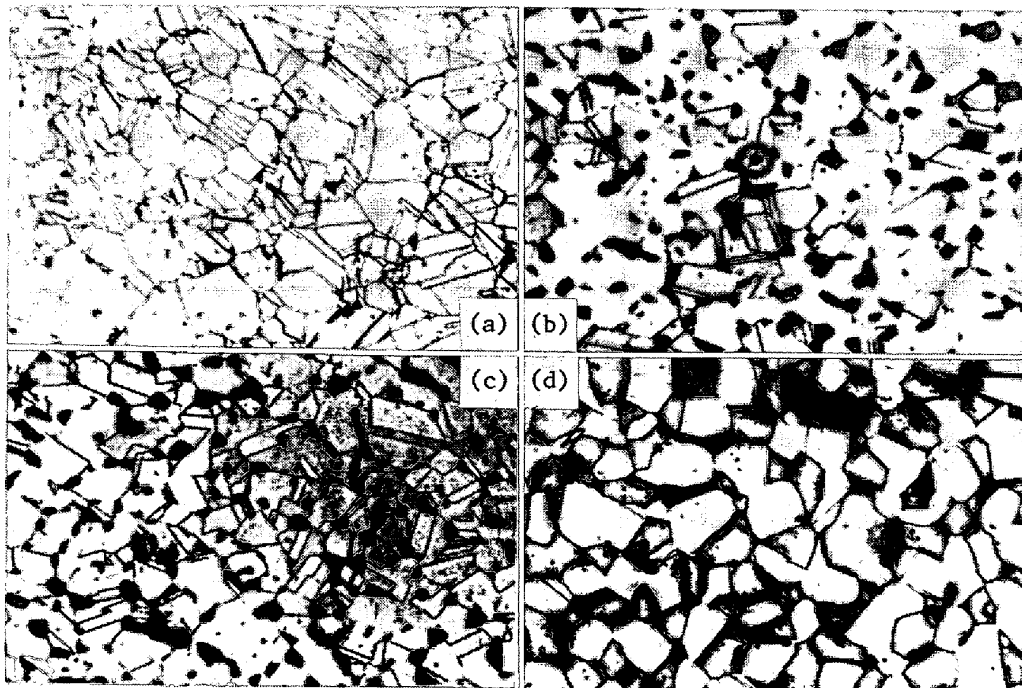


Photo. 2. Effect of Al content on microstructure in solution treated steel B, D, F and G containing about 0.07% C ((a); steel B (0.68% Al, Hv=185), (b); steel D (1.15% Al, Hv=200), (c); steel F (1.54% Al, Hv=198), (d); steel G (2.05% Al, Hv=205), $\times 400$).

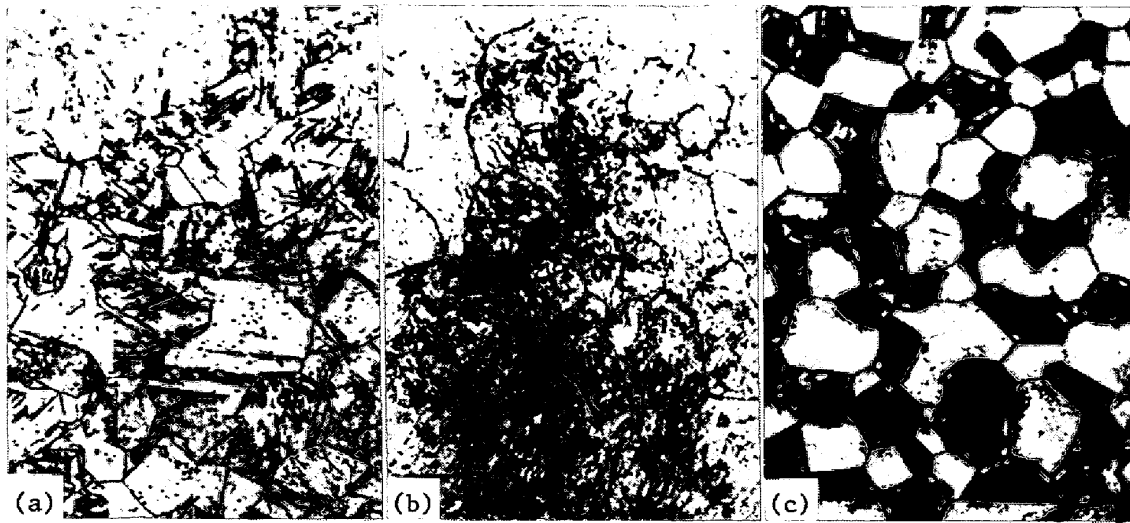


Photo. 3. Effect of Al content on microstructure in austenite conditioned ($775^{\circ}\text{C}\times 1\text{h}$, WQ) steel B, D and G containing about 0.07% C ((a); steel B (0.68% Al, Hv=290), (b); steel D (1.15% Al, Hv=362), (c); steel G (2.05% Al, Hv=318)).

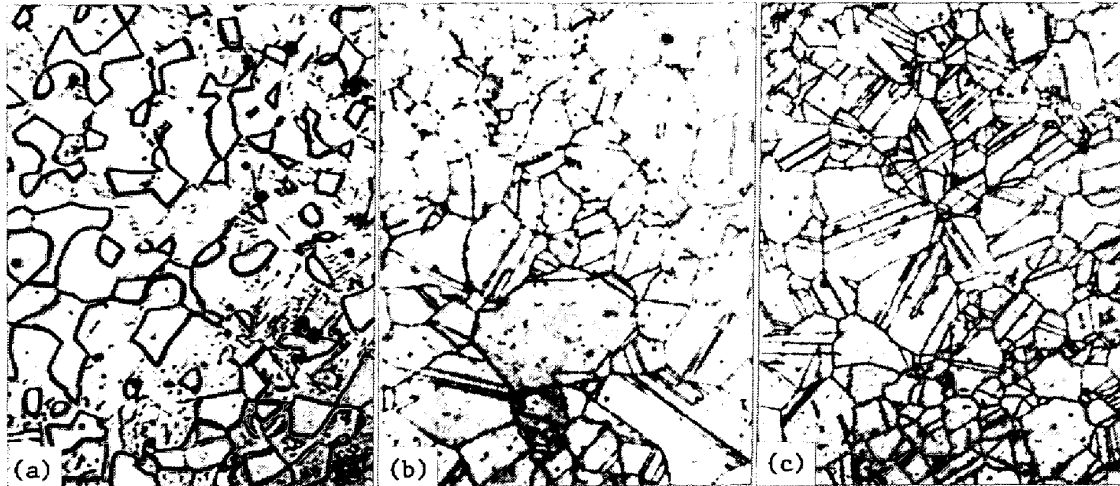


Photo. 4. Effect of C content on microstructure in solution treated 17Cr-7Ni stainless steel containing about 1.1% Al ((a); steel L (0.01% C, Hv=280), (b); steel M (5.12% C, Hv=185), (c); steel O (0.18% C, Hv=185), $\times 400$).

有量の少ない鋼Bでは残留オーステナイトが多く認められる。鋼Dではほとんど全部マルテンサイトである。Al含有量の多い鋼Gでは約50%の δ -フェライトのまじったマルテンサイト組織を示している。

3.1.3 組織に及ぼすC含有量の影響

炭素はMsを低下させる作用のほか強力なオーステナイト生成元素であるから、C含有量の変化は本鋼種の組織に著しい影響を及ぼすことが予測されるので、引続いて本鋼種の組織に及ぼすC含有量の影響を調べた。

まず、鋼L～Oを 1050°C で0.5h固溶化した後水冷した場合の顕微鏡組織をみた。これらのうち、鋼L、鋼Mおよび鋼Oの組織をPhoto. 4に示す。鋼LはC含有量が著しく少ないため δ -フェライト量が多く(約45%)、かつ 1050°C からの急冷でマルテンサイトを生じてい

る。C含有量が約0.07%になると前掲のPhoto. 1に示すように δ -フェライト量は約10%に減少し、0.12%以上Cを含む鋼においては、鋼Mおよび鋼Oのように、 δ -フェライトは認められなくなる。

これらの鋼を、3.1.2に述べたと同様に、 1000°C 以下でオーステナイト調整後急冷するとPhoto. 4で認められたオーステナイト相は合金組成とオーステナイト調整条件によつて定まる量だけマルテンサイトに変態する。一例として、 800°C で1hオーステナイト調整後 0°C の水中に急冷した鋼L、D、M、および鋼Oの顕微鏡組織をPhoto. 5に示す。0.01% Cの鋼Lは 800°C から水冷した場合でも、前掲のPhoto. 4(a)の組織と同じく、約45%の δ -フェライトをまじえたマルテンサイト組織を示し、また0.08% Cの鋼DはPhoto. 3(b)に示し

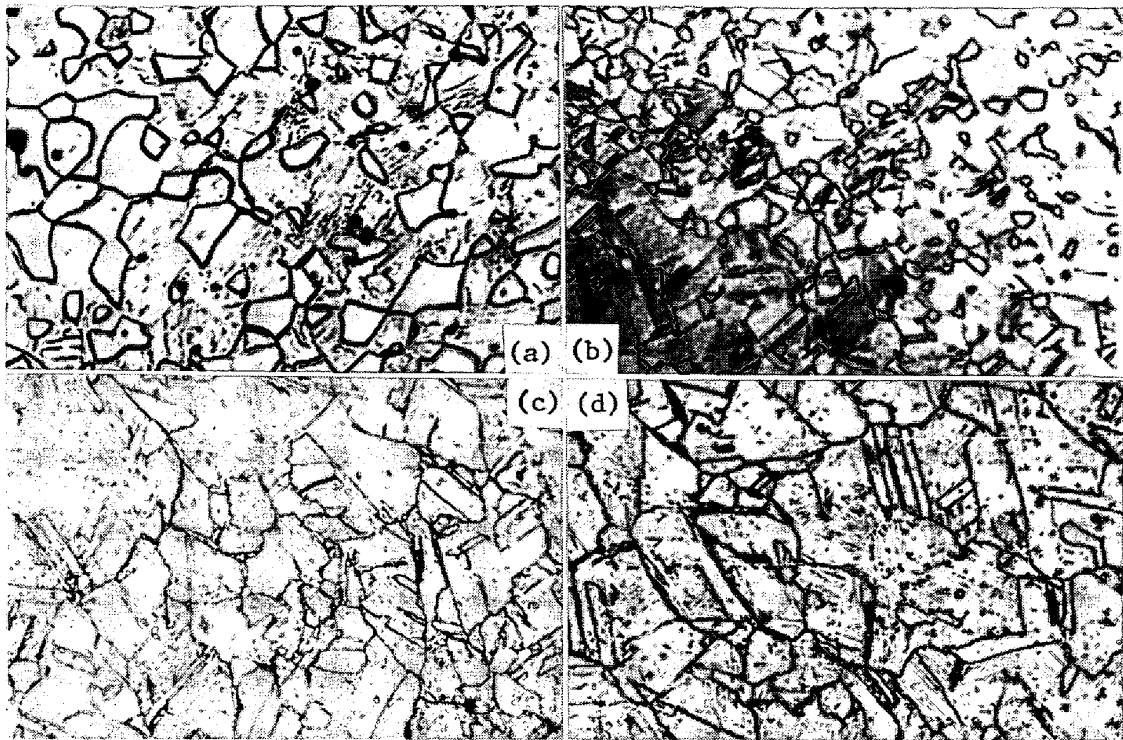


Photo. 5. Effect of C content on microstructure in austenite conditioned ($800^{\circ}\text{C} \times 1\text{h. WQ}$) 17Cr-7Ni stainless steel containing about 1.1% Al ((a); steel L (0.01%C, Hv=280), (b); steel D (0.08%C, Hv=362), (c); steel M (0.12%C, Hv=330), (d); steel D (0.18%C, Hv=240), $\times 400$).

たように、ほとんど全部がマルテンサイト組織である。それに対して、0.12%C の鋼 M では、Photo. 5 (a) のように、マルテンサイト地に残留オーステナイトが認められ、さらに C 含有量の多い鋼 O では、同写真(b) のように、さらにオーステナイト量が多くなっている。

Photo. 4 および Photo. 5 から、C は Al と同様に本鋼種の組織の調整に重要な作用をしていることがわかる。

3.1.4 Al および C 含有量と δ -フェライト量の関係
 鋼 A ~ O についてそれぞれ 5 個の試験片を $1050^{\circ}\text{C} \times 0.5\text{h}$ 固溶化後水冷したものの顕微鏡組織写真を、それぞれ任意の 20 方向について線分析して δ -フェライト量を求め、Al および C 含有量と δ -フェライト量との関係にまとめた結果を Fig. 2 に示す。この組織図から、C 含有量が増すほど δ -フェライトは減少し、逆に Al 含有量が増すほど δ -フェライトが増加するので、C 含有量と Al 含有量のバランスが本鋼種の組織調整に大切であることがわかる。

3.2 Ms 点に及ぼす Al および C の影響

Ms 点に及ぼす合金元素の影響については古くから多くの研究が行なわれており、各種元素の Ms 点に及ぼす定量的数値も報告され、合金元素量から Ms 点を算出する実験式もいくつか提案されているが、多くはオーステナイト単相の状態から焼入れする場合のもので、低合金

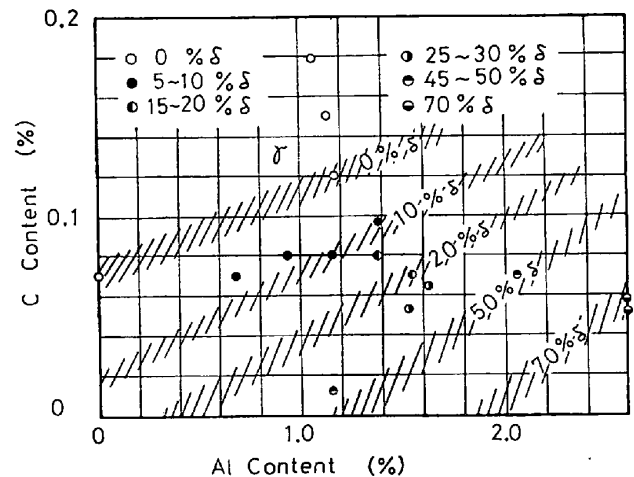


Fig. 2. Effect of Al and C content on structure of 17Cr-7Ni stainless steel.

鋼のように均一オーステナイト単相の状態から焼入れする場合には利用できるが、本鋼種のような高合金鋼でオーステナイトと第 2 相とが共存する状態から焼入れしてマルテンサイトを得ようとするような場合には適用し得ない。Ms 点は焼入れするときのオーステナイト中の固溶元素量によつて支配されるので、鋼の合金組成によつて影響されるほか、焼入れ温度およびその保持時間によつても炭化物などの固溶度が変化してオーステナイト組成が変わるため、また変わる。そこでこれらの関係を調

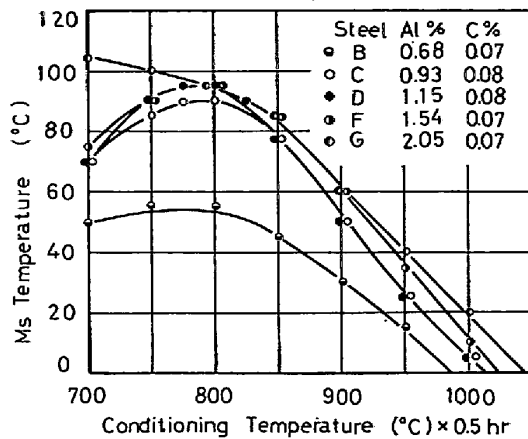


Fig. 3. Effect of austenite conditioning temperature on Ms temperature of 17Cr-7Ni stainless steel containing 0.7~2%Al.

べ、Ms 点に及ぼす Al および C 含有量の影響をみた。

3.2.1 Ms 点に及ぼす Al 含有量の影響

Fig. 3 は約 0.07% C を含み、Al 含有量を 0.68~2% に変えた鋼を 1050°C で固溶解・水冷した後、700~1050°C で 0.5 h オーステナイト調整後空冷した場合の示差熱膨張線図から Ms 点を求め、この結果を Al 含有量をパラメータにしてオーステナイト調整温度と Ms 点の関係にして示したものである。Al 含有量が 0.68% の場合は全体に Ms 点が低いので、マルテンサイト量が少ないことがこの結果からもわかる。この実験結果を、オーステナイト調整温度をパラメータにして Al 含有量と Ms 点の関係にまとめると Fig. 4 のようになる。オーステナイト調整温度の高低に関係なく、Al 含有量が多くなるにつれて Ms 点が高くなる傾向が認められる。本図の関係から、0.9~2% Al の範囲における Al 含有量による Ms 点の上昇率を求めると、Al 含有量 1% について約 20°C で、この値は PAYSON ら²⁵⁾の報告した値(20°C) とほぼ等しい。

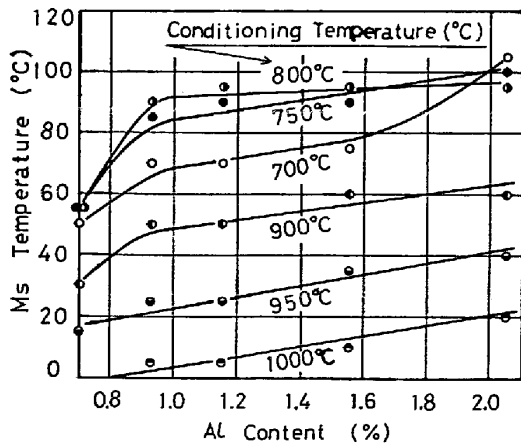


Fig. 4. Relation between Al content and Ms temperature.

3.2.2 Ms 点に及ぼす C の影響

ステンレス鋼の Ms 点に及ぼす C の影響については、EICHELMAN ら²⁶⁾は 18-8 ステンレス鋼においては C 含有量 0.01% について約 17°C Ms 点が変わると報告し、FIEDLER ら²⁷⁾はオーステナイト系ステンレス鋼において 0.01% C について Ms 点が約 10°C 変化すると報告している。筆者らは本鋼種の Ms 点に及ぼす C 含有量の影響をみるため、Al 含有量を約 1.1% にして C 含有量を 0.01~0.18% に変えた鋼 L, C, M, N および鋼 O を用い、3.1.1 で述べたのと同様の実験を行なった。

Fig. 5 は鋼 L, C, M, N および O を 1050°C で固溶解・水冷後 700~1050°C に再加熱して 0.5 h 保つてオーステナイト調整を行ない、その後空冷した場合のオーステナイト調整温度と Ms 点の関係を示す。鋼 L は C 含有量が少ないためオーステナイト調整温度が変わってもオーステナイト相中の C および Cr の濃度がほとんど変わらないので Ms 点はほとんど変わらず、約 90°C を示している。この鋼が 1050°C から急冷した場合でも、800°C から急冷した場合でもマルテンサイト変態を生ずるのは上記の理由による。C% が高い鋼では 775~800°C でのオーステナイト調整によつて Ms 点は最高値を示し、それ以上オーステナイト調整温度が高くなるとオーステナイト相中の C および Cr 濃度がしだいに増加して Ms 点は低下する⁶⁾。

Fig. 5 の実験結果を、オーステナイト調整温度をパラメータにして C 含有量と Ms 点の関係にまとめた結果を Fig. 6 に示す。各オーステナイト調整温度の場合とも、C 含有量が多くなると Ms 点が低下している。しかしながら、本図の横軸は鋼中の全 C 量を示したもので、必ずしもオーステナイト相中の固溶 C 量を示しているとは限らないので、本図の関係のみから Ms 点に対する C 含有量の影響を論ずることは危険である。顕微鏡組織観

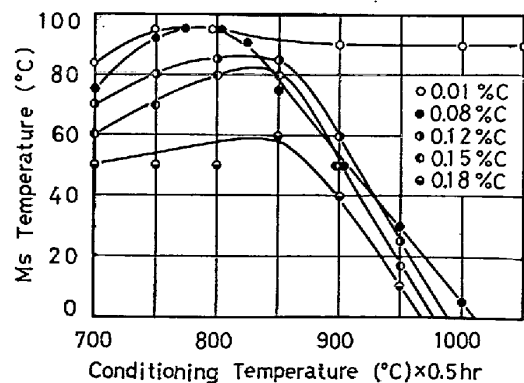


Fig. 5. Effect of austenite conditioning temperature on Ms temperature of 17Cr-7Ni stainless steel containing 0.01~0.18% C.

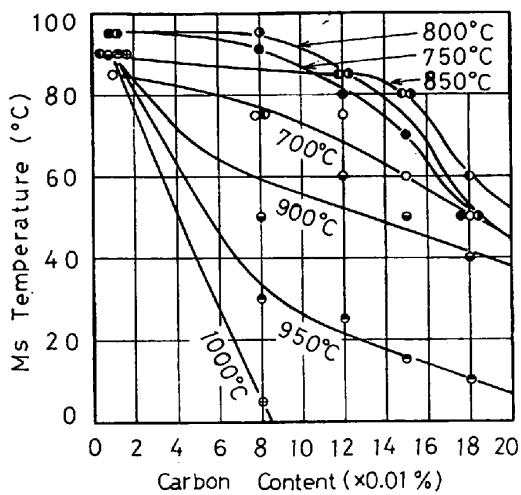


Fig. 6. Relation between C content and Ms temperature.

察および前報⁶⁾の結果から, 1000°C に加熱した場合は鋼中のCのほとんどが基質中に固溶されると考えられるので, 本図の1000°Cの線図から Ms 点に及ぼすCの影響を求めると, 0.01%C について Ms 点の変化は約 14°C となり, 前掲の EICHELMAN らの報告した値(17°C)²⁶⁾ および FIEDLER らの報告した値(10°C)²⁷⁾ のほぼ中間の値が得られた。

3.3 機械的性質に及ぼす Al および C 含有量の影響

3.3.1 固溶化処理状態およびオーステナイト調整後急冷した状態における機械的性質に及ぼす Al および C 含有量の影響

0.07% 程度の C を含む本鋼種を 1050°C で 0.5h 固溶化後水冷した状態およびその後 775°C で 1.5h オーステナイト調整後水冷した状態における機械的性質に及ぼす Al 含有量の影響を Fig. 7 に示す。固溶化状態では硬さ, 引張強さ, 耐力および伸びに及ぼす Al 含有量の影響は比較的少ない。しかしながら, 硬さおよび耐力は Al 含有量が多くなるとつれてゆるやかに増加し, 他方引張強さは約 1.4%Al までは Al 含有量の増加につれて増加しているが, Al 含有量がそれ以上多くなるとかえつてわずかに減少している。伸びは Al 含有量によつてほとんど変化しない。Photo. 2 に示したように, 本鋼種は 1050°C で固溶化後水冷した状態においては, Al 含有量が約 0.7% まではオーステナイト単相であるが, これにより Al 含有量が多くなると δ -フェライトが生ずる。そして, Al 含有量が約 1.5% を超えると δ -フェライト量は急に多くなり, Fig. 2 に示したように約 2%Al では約 50%, 約 2.5%Al では約 70% にもなる。このように, Al 含有量によつて組織が変わるので本実験結果のみからオーステナイト相に対する Al の固溶体強化

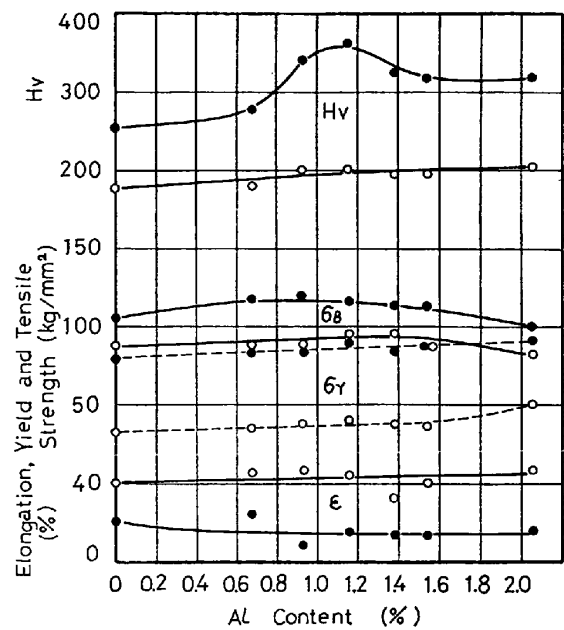


Fig. 7. Effect of Al content on mechanical properties in solution treated specimen and austenite conditioned specimen of 17Cr-7Ni stainless steel containing about 0.07% C. (○; 1050°C×0.5h·WQ, ●; 1050°C×0.5h·WQ and 775°C×1.5h·WQ)

作用を論ずることは難しい。

固溶化処理後 775°C に再加熱してオーステナイト調整した後水冷するとマルテンサイト変態を生じて硬さ, 引張強さおよび耐力は増加し, 伸びは減少する。これらの各値に対する Al 含有量の影響をみると, 引張強さは約 1%Al までは Al 含有量の増加について増加しているが, それ以上 Al 含有量が多くなるとかえつて低下している。他方, 耐力は Al 含有量の増加につれてわずかながら増加し, 伸びは Al 含有量に関係なくほぼ同じ値を示している。これに対して硬さの変化は, 上記の様相と異なり, 約 0.7%Al まではゆるやかに増加しているが, 0.9~1.2%Al の範囲で著しく増加し, それ以上 Al 含有量が多くなるとかえつて低下している。このような硬さの変化は Al 含有量の変化に伴う組織の変化によるものと考えられる。すなわち, 3.1.2 で述べたように, 0.9~1.2%Al を含む鋼は δ -フェライトが少なくほとんどマルテンサイト組織を示しているのに対して, 0.7%Al 以下では残留オーステナイトが多く, また 1.5%Al 以上では δ -フェライト量が多いことによるのであろう。固溶化処理状態の値に較べて, 全体的に, 硬さおよび耐力の増加が大きく現われ, 引張強さの増加が少ないが, このような現象は試験方法の違いによるものと考えられる。すなわち, 硬さおよび耐力は微量の塑性変形で測定できるのに対して, 引張強さは多量の塑性変形を経て求めら

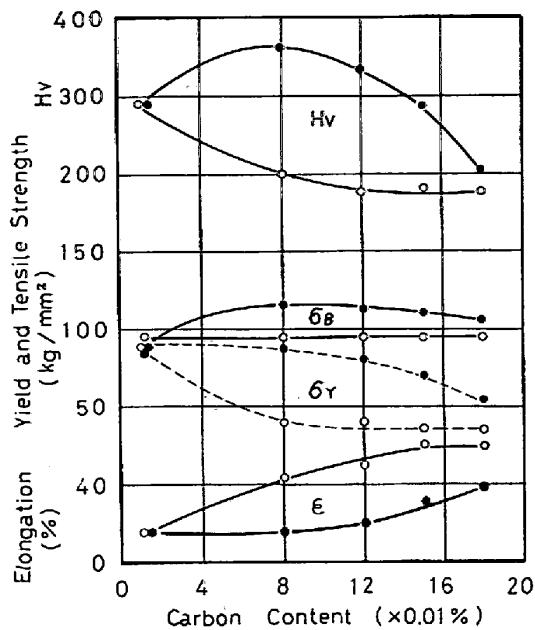


Fig. 8. Effect of C content on mechanical properties in solution treated specimen and austenite conditioned specimen of 17Cr-7Ni stainless steel containing about 1.1% Al. (○; 1050°C×0.5h·WQ, ●; 1050°C×0.5h·WQ and 775°C×1.5h·WQ)

れる。したがって、この塑性変形に伴って生ずる加工硬化の量が異なり、この量の違いが鋼本来の硬さ、耐力あるいは引張強さなどの変化に大きく影響するか、少なく影響するかによつて上記のような異なつた現象となつて現われてきたものと考えられる。

以上の実験結果から、0.9~1.2%Alを含む鋼種が良好な機械的性質を示すこと、および硬さがAl含有量あるいは組織の変化などによる基質本来の機械的性質の変化を比較的敏感に表わすことがわかる。

引続いて、本鋼種を1050°Cで固溶化後水冷した状態およびその後775°Cに再加熱してオーステナイト調整後水冷した状態における機械的性質に及ぼすC含有量の影響をみた。使用した鋼は、Fig. 7の結果を参考にして、約1.1%Alを含みC含有量を0.01~0.18%に変えた鋼L~Oである。実験結果をFig. 8に示す。固溶化処理状態では、C含有量が多くなるにつれて硬さおよび耐力は減少し、伸びは増加しているが、引張強さはほとんど変わらない。すなわち、0.01%CではHv約290、耐力約90 kg/mm²だったのが0.08%CではHv約170、耐力約40 kg/mm²に急減し、それ以上C%が増してもほとんど変わらない。伸びは0.08%Cまでは約15%でC含有量によつてほとんど変わらないが、C含有量がこれより多くなるとしだいに大きくなり、0.18%Cでは約40%になる。このように、C含有量の影響が硬さ、耐力

そして引張強さに対して一見違つて現われているのは、前記のAlの場合と同様に、組織の変化に対する硬さ、耐力、引張強さの変化の敏感度と各値の測定法の違いによるのであろう。すなわち、まず固溶化処理状態について考察すると、0.01%Cでは約45%の δ -フェライトのまじつたマルテンサイト組織であるが、C含有量が増すにつれてオーステナイトが多くなり、0.08%Cではほとんどオーステナイトになるため硬さおよび耐力はC%の増加につれて低下し、伸びは多くなる。これ以上C%が多くなっても組織はほとんど変化しないので、これらの値もほとんど変化しない。それに対して、引張強さはその測定にあつて大量の塑性変形を伴うためFCC金属特有の加工硬化とマルテンサイト変態による硬化が重なるので、C含有量が変わつて組織が変わつてもほとんど同じ値を示すのであろう。

引続いて、775°Cに再加熱してオーステナイト調整後水冷した状態の結果について考察する。0.01%Cでは、前記のように、約45%の δ -フェライトをまじえた低炭素マルテンサイト組織であるが、C%が増すにつれてマルテンサイト量は多くなり、0.08%Cではほとんど全部マルテンサイト組織になるため硬さ、耐力および引張強さは最高値を示す。それ以上C%が増すと残留オーステナイトがしだいに多くなるため、硬さおよび耐力は低下するが、引張強さは上記と同じ理由からわずかに低下するにすぎない。

以上の実験結果から、775°Cでオーステナイト調整後急冷してマルテンサイト組織にして高い機械的強度を得ようとする場合はC含有量を0.08%程度にすればよいことがわかる。

3.3.2 冷間圧延した状態における機械的性質に及ぼすAlおよびC含有量の影響

約0.07%Cと約2%程度までのAlを含む鋼A~Gを1050°Cで固溶化して水冷後冷間圧延した場合の硬さの変化をFig. 9に示す。1.5%Al以下で δ -フェライト量の少ない鋼では固溶化処理状態の硬さは低いが、冷間圧延によつて著しく硬化し、硬さ値は高くなる。約2%Alを含む鋼Fは約50%の δ -フェライトが存在しているために固溶化処理状態の硬さ値は若干高いが、冷間圧延による硬化量は少なく、得られた硬さ値は他の鋼に較べて低い。

これらの各試料の実験結果のうちから、70%冷間圧延した場合の機械的性質に及ぼすAl含有量の影響をFig. 10に示す。Al含有量が1.5%までは硬さおよび耐力はわずかに増加し、引張強さはほとんど同じ値を示しているが、2%Alではこれらの値はともに低下している。伸

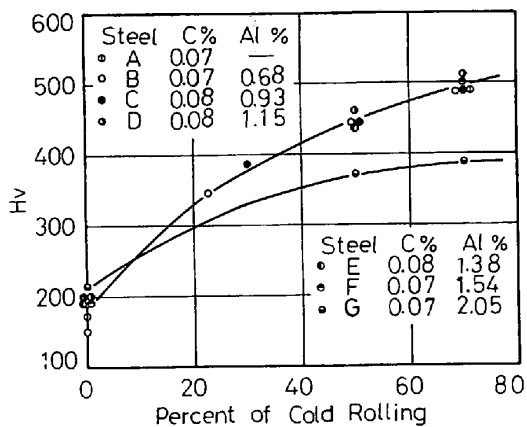


Fig. 9. Relation between percent of cold rolling and Hv of 17Cr-7Ni stainless steel containing about 0.07% C and 0~2%Al.

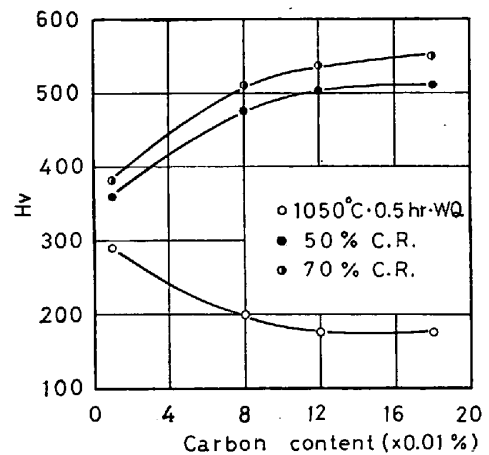


Fig. 11. Effect of C content on Hv in cold rolled 17Cr-7Ni stainless steel containing about 1.1% Al.

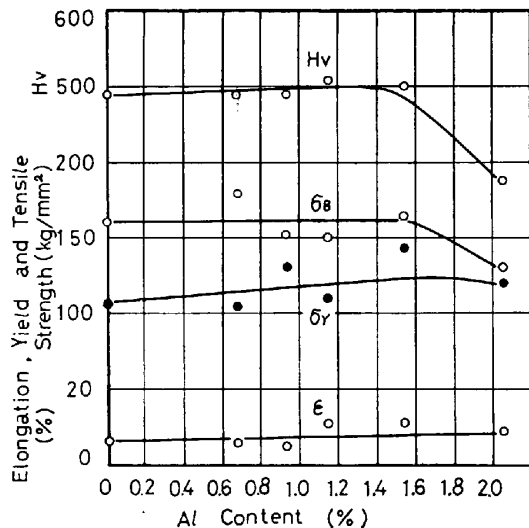


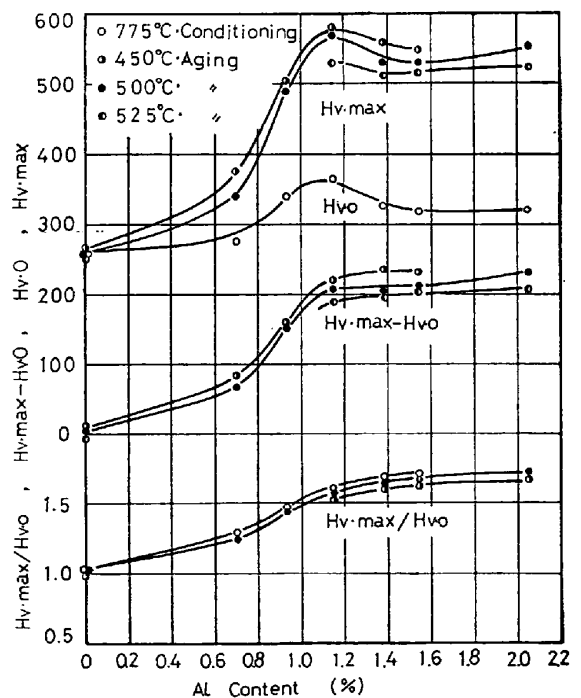
Fig. 10. Effect of Al content on mechanical properties in 70% cold rolled specimen.

びは Al 含有量に関係なく、ほぼ一定値を示している。このような様相は、約 1.5%Al までは 70% 冷間圧延によつて組織のほとんどがマルテンサイトになるのに対して、2%Al では δ-フェライトが約 50% も存在することによるためであろう。

引続いて、約 1.1%Al を含む本鋼種について冷間圧延後の硬さに及ぼす C 含有量の影響を調べた。実験結果を Fig. 11 に示す。0.01%C では約 45% の δ-フェライトの混在するマルテンサイト組織のため固溶化処理状態では硬さは高いが、冷間圧延による硬化量は少なく、また冷間圧延後の硬さも低い。C 含有量が増すにつれて δ-フェライト量は減少し、さらに固溶化処理状態ではオーステナイト量が多くなるため硬さは低下するが、他方冷間圧延状態では生成するマルテンサイト量が多くなり、硬さは高くなる。

3.3.3 時効処理後の機械的性質に及ぼす Al および C 含有量の影響

約 0.07%C と約 2% までの Al を含む鋼 A~G を用い固溶化処理 (1050°C×0.5h・水冷) 後オーステナイト調整 (775°C×1.5h) して 0°C の水中に急冷し、その後 400°C, 450°C, 475°C, 500°C, 525°C および 550°C でその温度により 1/6~1000 h 時効処理を施した試験片に対して硬さ試験および引張試験を行ない、それぞれの



Hv_o: Hardness at 1050°C×0.5hrWQ and 775°C×1.5h-wQ
Hv_{max}: Maximum hardness at each aging temperature.

Fig. 12. Effect of Al content on maximum value, increment, and ratio of increase in hardness obtained by aging in 17Cr-7Ni stainless steel containing about 0.07% C.

試験片の硬さ、引張強さ、耐力および伸びを求めた³¹⁻⁵⁾。これらの試験結果から、各時効温度で得られた最高の硬さ、耐力および引張強さを求め、さらにこれらの最高値と時効処理前の値との差（各時効温度における各値の最高増加量）、ならびにこれらの最高値と時効処理前の値との比率（各時効温度における各値の最高増加率）を求めて、これらの各値に対する Al 含有量の影響を調べた。これらの関係を 1 枚のグラフに示すのは困難なので、前述のように、時効挙動を比較的敏感に現わすビッカース硬さの変化を例にとり、時効硬化に及ぼす Al 含有量の影響を Fig. 12 に示した。なお、図示の時効温度としては代表的な時効温度である 450°C、500°C および 550°C の場合を例にとつた。一番上の線群は各時効温度で得られた最高硬さ (Hv·max.) を表わし、次の線群は 775°C でオーステナイト調整後水冷した状態の硬さ (Hv·0) を表わす。3 番目の線群は図示の各時効温度で得られた最高硬さとオーステナイト調整後水冷した状態の硬さの差すなわち時効処理による硬さの増加量 (Hv·max.-Hv·0) を表わし、最下部の線群はオーステナイト調整後水冷した状態の硬さに対する各最高硬さの比すなわち時効処理による硬さの増加率 (Hv·max./Hv·0) を表わす。0.7% 以下の Al を含む鋼はオーステナイト調整後水冷した状態はもちろん時効処理後の硬さも低い。約 1.2%Al までは Al 含有量の増加につれて Hv·max. および Hv·0 はともに急激に増加するが、それ以上 Al 含有量が多くなると Hv·max. および Hv·0 はともにわずかながら減少する。他方、硬さの増加量および増加率は、約 1.2%Al までは Al 含有量の増加につれて急激に増加しているが、Al 含有量がこれ以上多くなると両者の増加する割合が非常にゆるやかになつていく。また、硬さの増加量および増加率は時効温度が高くなるにつれて小さくなるが、Al 含有量が多い鋼ほど両者の値は大きい。

引続いて、約 1.1%Al と 0.01~0.18%C を含む鋼 L~O を用い、上記と同様の実験を行つて時効硬化に及ぼす C 含有量の影響をみた。実験結果を Fig. 13 に示す。0.06~0.08% 程度の C を含む鋼が各時効温度において最高の硬さと硬さの増加を示し、それより C% が多くなるとこれらの値は低下しているが、時効処理による硬化率は C% の増加によつてかえつてゆるやかに減少する傾向を示している。

Fig. 12 と同様の実験を固溶化処理 (1050°C×0.5h・水冷)後 70% 冷間圧延してマルテンサイト化した試料についても行つたが、上記の結果とほぼ同様の傾向であつた。

上記の一連の実験結果から、17Cr-7Ni ステンレス鋼

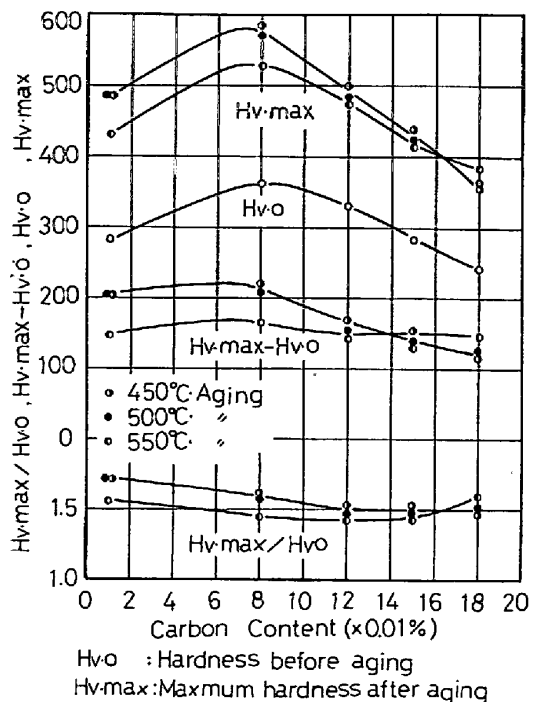


Fig. 13. Effect of C content on maximum value, increment, and ratio of increase in hardness obtained by aging in 17Cr-7Ni stainless steel containing about 1.1% C.

においては、約 1.2%Al と約 0.07%C を含む場合に最高の機械的強度が得られるが、時効処理による硬さの増加量および増加率は Al 含有量が多いほど大きく、C 含有量が多いほどわずかではあるが減少することがわかる。

4. 結 言

17Cr-7Ni ステンレス鋼の組織、Ms 点および機械的性質に及ぼす Al と C 含有量の影響について研究した。得られた結果を要約するとつぎのごとくである。

(1) Al はフェライト生成元素であるので、Al 含有量が多くなるにつれて δ-フェライト量が増す。たとえば、約 0.07%C の本鋼種においては、約 0.7%Al 以下では δ-フェライトは認められないが、Al 含有量がこれ以上になると δ-フェライトが生じはじめ、約 1%Al では δ-フェライト量は約 10% になる。約 1.5%Al まではそれほど増加しないが、1.5% を超えると急に多くなり、約 2%Al で約 50%、約 2.5%Al では約 70% の δ-フェライト相が現われる。

(2) C はオーステナイト生成元素であるので、C 含有量の増加とともにオーステナイト相が増加する。約 1.1%Al を含む本鋼種において、約 0.01%C では δ-フェライト量は約 45% あるが、約 0.07%C では約 10% に減少し、C 含有量が 0.1% を超えると δ-フェライト

は消滅する。

(3) Al は Ms 点を上昇される作用を示し, 本鋼種においては Al 1% について約 20°C Ms 点を上昇させる。他方, C は Ms 点を下降させる作用を示し, 本鋼種の Ms 点を 0.01% C について約 14°C 下降させる。

(4) したがって本鋼種の組織は Al と C の含有量およびそのバランスによつて著しく影響される。

(5) 最高の機械的強度は, 熱処理材および冷間圧延材ともに, 約 1.2% Al と約 0.07% C を含有する場合に得られる。

(6) 約 1.2% Al までは Al 含有量の増加につれて熱処理による硬化量および硬化率は急激に増加するが, それ以上 Al が多くなると両者の増加はゆるやかになる。他方 C については, 約 0.07% C 程度まではわずかに硬化量は増加するが, それ以上になると減少し, 硬化率は C 含有量の増加につれてゆるやかに減少する。

終りに, 本研究を行うにあたり有益な御指導を賜つた東京工業大学教授田中良平博士に深く感謝いたします。また, 試料の溶解に御援助いただきました東京工業大学田中研究室の方々および日本ステンレス株式会社齋藤弥太郎前研究部長, 伊東直也研究部長ならびに実験に協力された本学長谷川健司文部技官に厚く御礼申し上げます。

文 献

- 1) M. W. MARSHALL, D. C. PERRY and N. R. HARPSTER: *Metal Prog.*, 70 (1956) July, p. 94
- 2) J. T. RICHARDS and E. M. SMITH: *Metal Prog.*, 71 (1957) May, p. 71
- 3) 佐藤知雄, 古川徹: 日本金属学会誌, 22(1958)5, p. 253
- 4) 古川徹, 佐藤知雄: 日本金属学会誌, 23(1959)5, p. 281
- 5) 古川徹, 佐藤知雄: 日本金属学会誌, 24(1960)1, p. 96
- 6) 古川徹: 日本金属学会誌, 28 (1964) 3, p. 121
- 7) A. W. BRISBANE: WADC Tech. Rep., 58-400 (1959)
- 8) N. L. CARWILE and S. J. ROSENBERG: WADC Tech. Rep. 58-653 (1959)
- 9) J. V. GLUCK and J. W. FREEMAN: WADC Tech. Rep. 59-339 (1959)
- 10) D. C. LUDWIGSON and A. M. HALL: DMIC Rep., 111 (1959) April, p. 20
- 11) D. A. ROBERTS, D. B. ROACH and A. M. HALL: DMIC Rep., 112 (1959) May, p. 1
- 12) R. J. FAVOR, O. L. DEEL and W. P. ACHBACH: DMIC Rep., 137 (1960) Sept., p. 23
- 13) K. J. IRVINE, D. T. LLEWELLYN and F. B. PICKERING: JISI, 192 (1959), p. 218
- 14) 日本金属学会々報, 3 (1964), p. 11
- 15) E. E. UNDERWOOD, A. E. AUSTIN and G. K. MANNING: JISI, 200 (1962), p. 644
- 16) T. D. KUBYSHKINA, L. M. PEVZNER and Ya. M. POTAK: *Metallovedenie i Tem. Obrabotoka Metallov.* Aug., (1960) p. 9
- 17) H. C. BURNETT, R. H. DUFF and H. C. VACHER: *J. of Reseach of N. B. S.*, 66C (1962) 2, p. 113
- 18) 古川徹: 日本金属学会誌, 32 (1968) 2, p. 105
- 19) 湯川夏夫, 水谷正義, 坂公恭: 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 846, 850, 855
- 20) 古川徹, 土田実: 日本鉄鋼協会北陸支部, 日本金属学会北陸信越支部講演会概要, 20(昭41.11.21)
- 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) R. C. GIBSON, H. W. HAYDEN and J. H. BROPLY: *Trans. ASM*, 61 (1968), p. 85
- 23) H. W. HAYDEN and S. FLOREN: *Trans. ASM*, 61 (1968), p. 474
- 24) D. M. WARD: *Iron and Steel*, 43 (1970) Feb., p. 11
- 25) P. PAYSON and C. H. SAVAGE: *Trans. ASM*, 33 (1944), p. 261
- 26) G. H. EICHELMAN and F. C. HULL: *Trans. ASM*, 45 (1953), p. 77
- 27) H. C. FIEDLER, M. COHEN and B. L. AVERBACH: *Trans. ASM*, 47 (1955), p. 267