

いは窒化物)を析出すること, (3) Nb の存在によつて鋼中のCやNの拡散がいちじるしく抑制させること, (4) グラスに対して焼付性, 融合性のすぐれた表面酸化被膜を形成し易いこと, などによるものであると考えられる。

文 献

1) G. F. COMSTOCK: Titanium in Steel, 163 (1955),

- 2) 成田, 宮本, 川口, 那須: 鉄と鋼, 47 (1961) 9, p. 1512
 3) G. J. DORMER, G. R. NORTON, B. S. PAYNE: J. Am. Ceram. Soc., 44 (1960), p. 1
 4) G.P.K. CHN: J. Am. Ceram. Soc. 37 (1954), p. 391
 5) C. A. ZAPPE, J. Am. Ceram. Soc., 25 (1942) p. 171
 6) C. A. ZAPPE: J. Am. Ceram. Soc. 23 (1940) p. 187

Mn による N-155 系合金の鍛造性改善について*

依 田 連 平**・吉 田 平太郎***・小 池 喜三郎***

Improvement in Forgeability of N-155 Type Alloys by Addition of Manganese.

Renpei YODA, Heitaro YOSHIDA and Kisaburo KOIKE

Synopsis:

N-155 alloy and the same alloy with 10% Ni replaced with equal amount of Mn were selected as the base composition and about twenty alloys containing various amounts of carbon and nitrogen were melted.

The reasons why not only the forgeability is improved by the addition of manganese, but also an excellent high temperature property is obtained by the addition of proper amounts of carbon and nitrogen were explored.

Results obtained were as follows.

(1) If the carbon and nitrogen contents are nearly equal, the solidifying temperature and the solution temperature of the precipitates drop, the deformation resistance becomes lower and the cast structure more easily disappears in the high manganese alloys than in N-155 type alloys.

The reasons why the high manganese alloys are more easily forged than the N-155 type alloys, lie in these facts.

(2) The fact that the softening resistance property of the high manganese alloys is more excellent than that of the N-155 type alloys, is due to the fact that the age hardening property of the former is superior to that of the latter.

The reason why the high manganese alloys have an excellent high temperature property, though they are easily forged, is given by the above-mentioned fact.

(Received 20 Feb. 1964)

I. 緒 言

最近すぐれた耐熱合金が数多く開発されつつあるが、クリープ強度を高めようとすれば鍛造性が悪くなり、これがネックとなつている。N-155 合金中の Ni の一部を 10% Mn で置換えたものは適量の C, N を添加することにより 700°~800°C におけるクリープ破断時間が N-155 合金よりも遙かに向上し、しかもこの合金は鍛造がきわめて容易であることを著者らはすでに報告した¹⁾。

そこで Mn による N-155 系合金の鍛造性改善の原因を検討し、また 10% Mn 合金のすぐれた高温特性についても考察を加えた。

II. 試料と実験方法

- * 昭和37年4月本会講演大会にて発表
 昭和39年2月20日受付
 ** 金属材料技術研究所 工博
 *** 金属材料技術研究所

Table 1. Chemical composition of alloys.

Element Mark	C	Mn	Ni	Cr	Mo	W	Co	Nb	N	Fe
X-11	0.157	1.53	20.17	18.73	2.99	2.05	20.5	1.16	⑤0.0726 ①0.0301	Bal
X-13	0.148	1.44	20.60	19.47	3.00	1.89	20.2	1.02	0.1417 0.0737	〃
X-15	0.151	1.43	20.67	19.37	2.97	1.75	19.7	0.94	0.1699 0.1020	〃
X-31	0.313	1.44	21.32	19.77	2.99	2.08	19.5	0.89	0.1056 0.0330	〃
X-331	0.278	1.45	20.78	19.28	3.00	2.38	20.6	0.83	0.0289 0.0130	〃
X-332	0.358	1.47	20.75	19.39	3.01	2.28	19.9	1.10	0.1302 0.0702	〃
X-51	0.519	1.42	20.63	19.57	3.01	2.50	20.2	1.11	0.0914 0.0485	〃
Y-11	0.159	10.08	9.67	20.23	2.99	2.56	19.9	0.98	0.0446 0.0082	〃
Y-13	0.168	9.86	9.98	20.15	3.00	2.27	19.8	1.01	0.1815 0.0781	〃
Y-15	0.106	9.80	9.30	20.29	2.96	1.73	19.6	1.15	0.2642 0.1082	〃
Y-16	0.149	9.70	9.87	19.75	3.09	2.30	20.2	1.03	0.3253 0.1438	〃
Y-31	0.385	9.65	9.58	19.60	3.01	2.46	20.1	1.09	0.1054 0.0366	〃
Y-33	0.362	9.52	9.78	19.92	2.98	2.50	20.1	1.12	0.1856 0.0528	〃
Y-44	0.442	9.79	9.71	19.69	2.98	2.68	19.5	1.26	0.2572 0.0817	〃
Y-51	0.530	9.77	9.53	19.54	3.00	2.73	20.0	1.13	0.0347 0.0152	〃
Y-61	0.636	9.64	9.61	19.87	3.00	2.61	20.0	1.21	0.1020 0.0347	〃

N-155 合金と N-155 合金中の Ni を 10% Mn でおきかえたものの両者を基準組成とし、C を 0.1~0.65%、N を 0.05~0.5% まで変えたものを大気中高周波溶製した。ベルギー製 Co 以外は国産の純金属を用い、C の添加は電解鉄と電極炭素から溶製した Fe-C 合金 (4.34%C) で、N の添加は市販の Fe-Cr-N 合金 (1.12%N) と窒化マンガン (6.05%N) を用いて行った。また溶解に際して生石灰と螢石を等量混合したものを溶剤として用いた。試料の化学組成を Table 1 に示す。X 系列は 1.5% Mn を配合した N-155 系合金であり、Y 系列は 10% Mn を配合した高 Mn 系合金である。また追加実験のための N 0.114~0.156% で C 0.63~0.78% の X、Y 系列の数試料も溶製した。

得られた約 5.5 kg の鋼塊を 33 mm 角に切断し 1200°C で 1 hr 加熱後、1200°C~1000°C で中間焼純を 2~3 回施して 15 mm 角まで鍛造し、1200°C、1 hr 加熱水冷の溶体化処理を行なった。そして溶体化試料について 700°C、500hr までの時効試験を、また鍛造試料と溶体化処理をした鍛造試料から 10 mm φ × 10 mm の鍛造性試験片を作製し、試験温度を 1000°C 一定として衝撃エ

ネルギーを、7、10、15、25、50 kg-m と変えて、化学組成、衝撃エネルギー、化学組成の同じ鍛造試料と鍛造試料が変形抵抗におよぼす影響を検討した。

さらに高 Mn 合金の鍛造性がすぐれている原因の一つを調べるため、C、N 含量のほぼ同じ X-332、Y-33、X-51、Y-51 試料の凝固温度を測定した。また溶体化処理後 800°C 4 hr 加熱空冷の処理を施したものについて、700°C 26 kg/mm² のクリープラプチャー試験、常温および 700°C での引張試験を 0.5 mm/min の引張速度で行った。高 Mn 合金のすぐれた高温特性の原因の追求としては、X-11、Y-11、X-332、Y-33 試料を溶体化処理後 60% の冷間加工を施し、500°C、650°C および 700°C~900°C を 25°C おきに 1 hr-アルゴン雰囲気中で加熱後水冷して硬度測定を行ない、耐軟化性を検討した。また C、N 含量のほぼ同じ X、Y 両系列の数試料を選んで 5 kg 荷重下の 900°C における高温硬度を測定した。これらの試験の結果、高 Mn 合金は凝固温度が低いにもかかわらず 700°C~800°C での使用に適しているのは、そのすぐれた時効硬化性によるものであることが知られたので、時効硬化の影響を除いた硬度が Mn により

加熱温度とともにいかに変化するかを見るために、900°C, 64 hr の加熱により充分析出させた 5×5×5mm の X-11, Y-11 試料を高遠式高温微小硬度計に同時にセットし、真空度が 10⁻³mmHg に達してから高純度アルゴンガスを流しながら、加熱速度約 6.5°C/min で常温、600~1100°C を 100°C おきに各温度下での高温硬度(荷重 300g) を測定した。さらに鑄造組織の消失と析出物の固溶におよぼす Mn の影響を検討するため、C, N 含量のほぼ同じ X-11, Y-11, X-332, Y-33 試料の鑄造および 900°C, 64 hr 加熱し、充分析出させた鍛造試料について、鑄造試料は 1200°, 1250°, 1300°C におのおの 1hr 加熱し、鍛造試料は 1100°, 1200°, 1300°C におのおの 1 hr 加熱していずれも水冷してそれらの組織を検鏡した。

III. 実験結果および考察

1. 鍛造性試験

Fig. 1 は 1000°C, 7kg-m の条件下での鍛造試料の変形抵抗と Mn, C, N の関係を示したもので、図中○印は X 系列, ●印は Y 系列を表わす。X, Y 両系列とも C, N が増す程変形抵抗は大となる。図中の点線, 実線は X, Y 系列の変形抵抗値の等高曲線であるが、Y 系列の 45kg/mm² の等高曲線は X 系列の 50kg/mm² のそれより高 C, N 側につれ、このことから Mn が増すと変形抵抗が著しく減少することが理解される。なお () 中の数値は鑄造試料の変形抵抗値を示したもので鑄造試料は鍛造試料に比べその値が低い。ところで通常鋼塊鍛造の可否は鍛造初期にほぼ決定されると云える。

すなわち初期に割れの発生がない場合には相当の鍛造比まで鍛造可能であるのに対し、初期に割れの発生が見

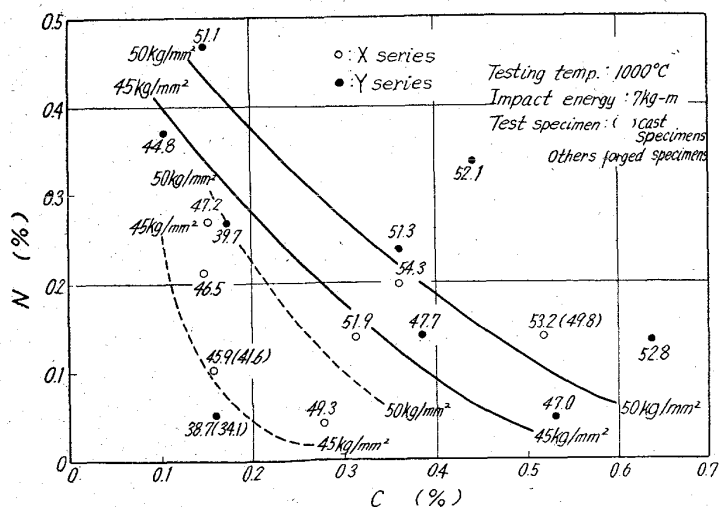


Fig. 1. Effects of manganese, carbon and nitrogen on the deformation resistance of N-155 type alloys.

Table 2. Relation between V.H.N. and load of the cast and forged specimens of X-11, Y-11, X-332, Y-33.

Specimen		Load		
		1 kg	5 kg	10 kg
X-11	As cast	208	192	193
	Forged	224	226	225
Y-11	As cast	212	201	198
	Forged	214	208	211
X-332	As cast	257	241	239
	Forged	276	273	276
Y-33	As cast	289	280	274
	Forged	290	279	281

られる場合にはその後の鍛造において割れは益々進行する傾向がある。このことは鍛造初期に鑄造組織を破壊し得るか否かが、鍛造の可否を決定するものであることを示している。鑄造試料は粗大粒子ないしは共晶状の連なつた炭化物和素地からなるのに対し、鍛造試料はほとんど素地のみからなる。したがって前者の素地は後者のそれに比べ炭素濃度が低い。鑄造試料が鍛造試料に比べ変形抵抗が低いのは素地の炭素濃度が少ないこと、および粗大炭化物が変形抵抗に対して大きな因子となり得ないからであろう。また Table 2 は C, N 含量がほぼ等しく、Mn 含量の異なる X-11, Y-11, X-332, Y-33 試料の鑄造および鍛造後溶体化したものについて、その硬度を荷重を変えて調べたものであるが、鍛造試料はいずれもほぼ一定の硬度を示すのに対し、鑄造試料は荷重が増すほど硬度が低下する傾向が見られること、およびいずれの試料においても鍛造試料は鑄造試料に比べて硬度

が大であることが知られる。このことは鑄造組織中に見られる炭化物が鍛造により破壊され、溶体化処理により炭素が素地中に固溶することにより、鍛造試料は鑄造試料に比べ組織的に安定強化されることを示している。したがって鍛造試料の変形抵抗が鑄造試料に比べて高いのは上述の原因によるものと考えられる。ところで X, Y 両系列のいずれの試料も本実験条件下では鍛造可能であつたので、さらに高 C 濃度の 0.63% C, 0.156% N を含む X-61, および 0.78% C, 0.135% N を含む Y-71 を溶製して鍛造を行なつてみた。その結果 X-61 は鍛造不能であつたが、Y-71 は可能であつた。すなわち 1.5% Mn を含む X 系列合金では N 約 0.15% ならば、C が 0.52% と 0.63% の間に鍛造限界があることが知られたが、10%

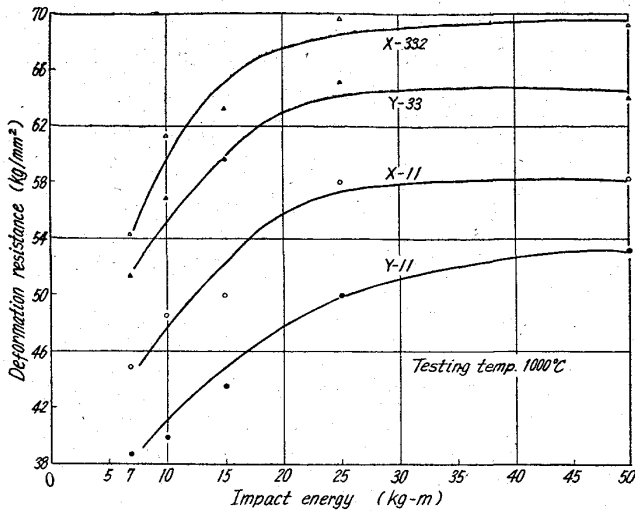


Fig. 2. Relation between impact energy and deformation resistance of X-11, Y-11,; X-332, Y-33 specimens.

Mn を含む Y 系列合金では N 約 0.15% を含む場合、C は約 0.8% を含んでも鍛造可能である。

次に鍛造性試験において衝撃エネルギーをさらに 10, 15, 25, 50 kg-m と増した場合の割れの発生の有無と変形抵抗の変化を求めたが、最大の衝撃エネルギー 50 kg-m を用いてもいずれの試料も割れの発生は見られなかった。この場合 1000°C における変形抵抗と衝撃エネルギーの関係を X-11, Y-11,; X-332, Y-33 試料について Fig. 2 に示す。この図から衝撃エネルギーが増すと変形抵抗が増大する傾向が見られる。ここで変形抵抗は下に示す式によつて求めた。

$$E = K_f \cdot V \ln h_0/h \dots \dots \dots (1)$$

E: 衝撃エネルギー h_0 : 変形前の試料の高さ
 K_f : 変形抵抗 h: 変形後の試料の高さ
 V: 試料の体積

ところで(1)式は次ごとくして求められる。すなわち

$$E = \int_h^{h_0} K_f S dh \quad S: \text{試料の端面の面積}$$

ここで $V = Sh$ であるから $S = V/h$ で V は一定として

$$E = V \int_h^{h_0} K_f \frac{dh}{h} \dots \dots \dots (2)$$

となる。

ところで(1)式は(2)式の \int 内の K_f を常数として扱っている。しかしながら Fig. 2 から知られるごとく K_f は試験温度が一定であっても一定ではない。これは衝撃エネルギーのいかにかわらず、変形抵抗は変形の途上で変化し、(1)式から求められる K_f は平均の変形抵抗を示していることがわかる。 K_f を衝撃エネルギーのいかにかわらず一定として取扱うるのは変形の

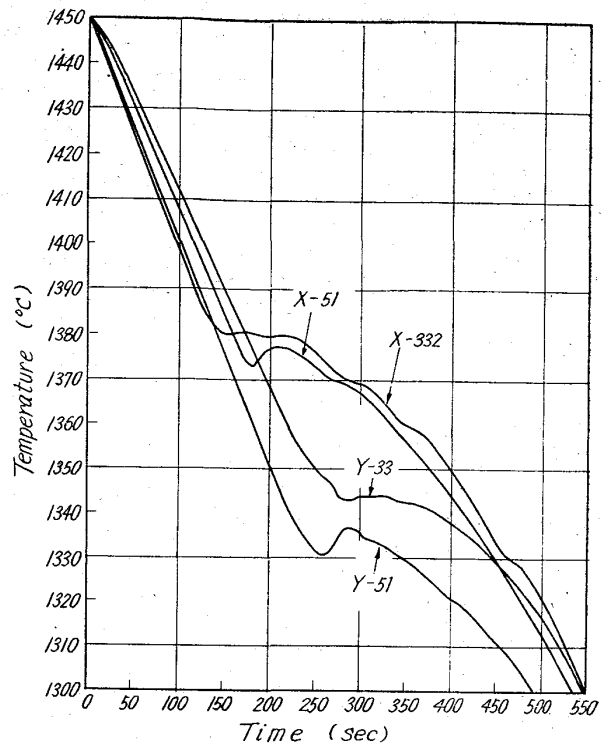


Fig. 3. Thermal analysis curves of X-332, Y-33,; X-51, Y-51 alloys.

途上で変形をうけると直ちに回復、再結晶、軟化などにより変形中、常に初期の状態に回復するという理想的条件の場合のみであることが知られる。鋼塊の鍛造の可否はその初期において定まることを先に述べたが、鍛造困難な鑄塊はその鍛造の初期に上述の理由からできる限り、ハンマーの落下速度を遅く軽く鍛造する必要があると考えられる。

2. 凝固温度

C, N 含量のほぼ等しい X-332, Y-33,; X-51, Y-51 試料を選び凝固温度を測定した。Fig. 3 にその結果を示す。この図から X-332, Y-33 試料では約 1380°C, 1343°C, X-51, Y-51 試料では約 1378°C, 1337°C であり、いずれも Mn が約 1.5% から 10% に増すと凝固温度が約 40°C も低下することが知られる。Mn の融点は 1244°C でこの系の合金中の金属元素では最低であるから Mn の多い Y 系列の方が X 系列より溶融温度が低くても不思議はない。

3. 時効硬化性

Fig. 4 は X, Y 系列について N 含量が 0.05~0.15% のほぼ一定の範囲で C 含量が 0.15~0.5% まで増す時の時効硬化性におよぼす C と Mn の影響を示したもので Mn 10% の Y 系列の方が Mn 1.5% の X 系列よりも時効硬化性が大きい傾向が見られ、また C 含量が高くなるにつれ、いずれの時効時間においても硬度が高いことが

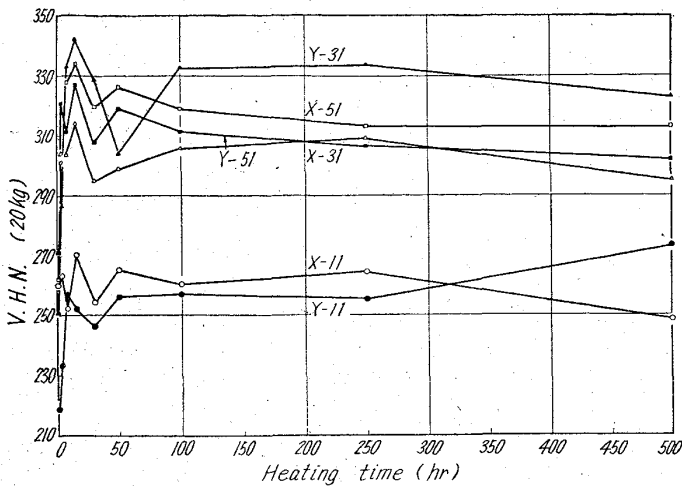
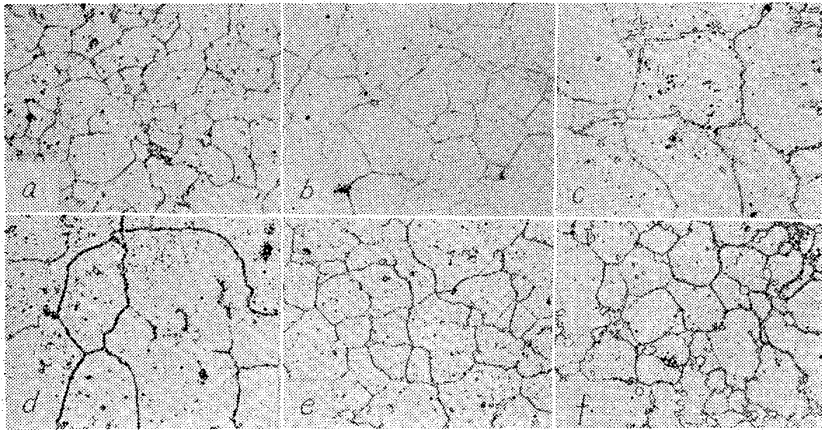


Fig. 4. Effects of manganese and carbon on 700°C age hardness of alloys containing 0.05~0.14 %N.



a: X-11 b: X-15 c: X-51 d: Y-11 e: Y-15 f: Y-51 ×500 (3/5)

Photo. 1. Microstructures of alloys aged at 700°C for 500hr.

X系列よりも、また同系列のものではCの多いものが析出物が多い。特に Y-51 では凝集成長した炭化物と思われるものが見られる。そしてこれらの組織から、Mn, C 含量の相違が時効の挙動に影響をもつことが知られる。

Fig. 5 は Fig. 4 と同じく、X, Y 両系列について C 含量が 0.11~0.16% のほぼ一定範囲で、N が 0.05~0.37% まで増加した時の時効硬化性におよぼす Mn, N の影響を示したものである。Fig. 4 と比較すると Y 系列の方が時効硬化性が大きく、また C 含量が増すと C は時効初期の硬化を早め次第に軟化してゆく傾向が見られるが、N は過時効による軟化を阻止する作用があることがわかる。Photo. 1 (b), (e) はおのおの X-15, Y-15 試料の 700°C, 500 hr 時効後の組織であるが、Mn の多い後者の方が析出が多く、

Photo. 1 (c), (f) と比較すると N 含量が多くなつても Mn 含量の多少にかかわらず析出物は少い。このことから上記硬度曲線の挙動が顕微鏡組織の上からも理解される。

4. 耐軟化性

X-11, Y-11, X-332, Y-33 試料について Mn が軟化におよぼす影響を検討した。Fig. 6 はその結果を示したものである。いずれも Mn 10% を含む Y 系列の方が X 系列より耐軟化性がすぐれている。これは Y 系列が X 系列に比べ時効硬化性が大きいためと思われる。このことは Mn 10% を含むこの系の合金が 700~800°C での使用に適していることを暗示している。

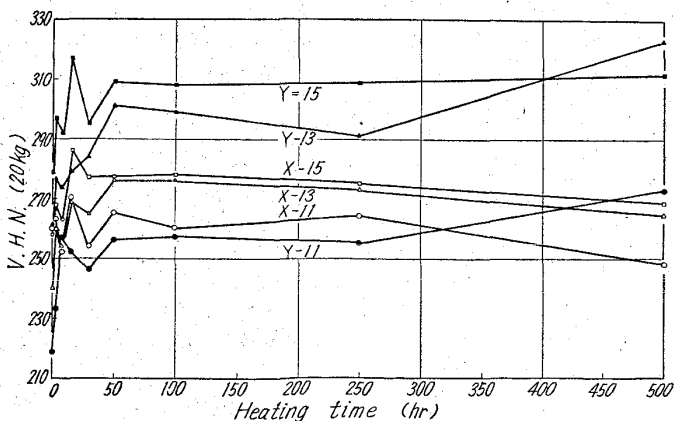


Fig. 5. Effects of manganese and nitrogen on 700°C age hardness of alloys containing 0.11~0.16 %C.

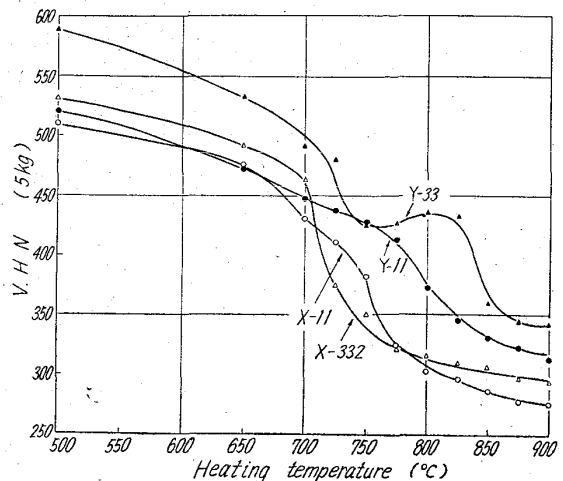


Fig. 6. Relation between heating temperature and V.H.N. of 60% cold worked X-11, Y-11, X-332, Y-33 specimens.

X系列にみられる。Photo. 1 (a), (c), (d), (f) はおのおの X-11, X-51, Y-11, Y-51 試料の 700°C, 500 hr 加熱後の顕微鏡組織を示したもので、Y 系列の方が

Table 3. V.H.N. of X-11, Y-11,; X-31, Y-31,; X-332, Y-33 specimens at 900°C.

Specimen	Hardness at 900°C
X-11	100
Y-11	98
X-31	110
Y-31	112
X-332	140
Y-33	119

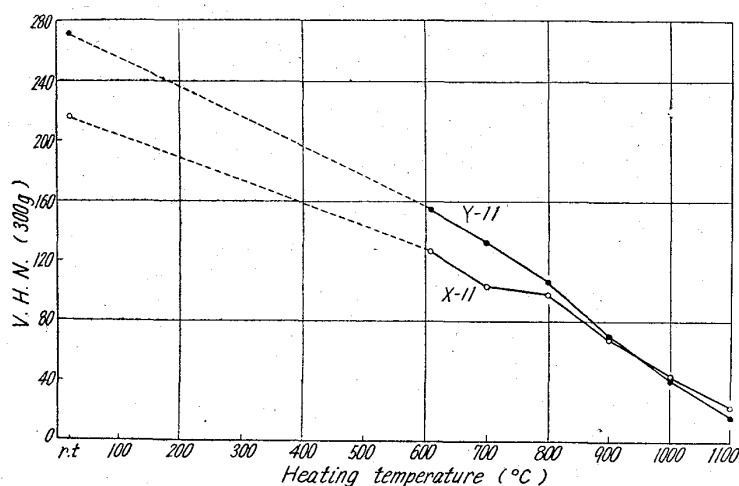


Fig. 7. Hardness at room temperature and high temperature of X-11, Y-11 specimens aged for 64hr at 900°C.

5. 高温硬度

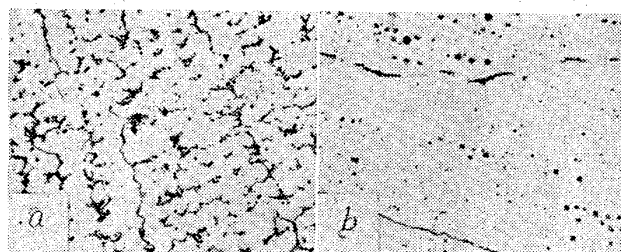
Table 3 に X-11, Y-11,; X-31, Y-31; X-332, Y-33 試料の 900°C における高温硬度を示す. Mn 含量のいかんにかかわらず C, N 含量が増すと硬度はいくらか増す傾向が見られるが, C, N 含量ほぼ一定の場合には, Mn 含量の相違が硬度に与える影響は X-332, Y-33 試料を除きほとんど差がない.

Mn 含量の増大は凝固温度の低下, 変形抵抗の減少, 時効硬化性の増大をもたらすことをすでに述べた. そこで 900°C, 64 hr の時効により充分析出させた X-11, Y-11 の両試料につき常温および 600~1100°C までの硬度を測定し, 時効硬化の影響を除いた場合の高温硬度におよぼす Mn の影響を調べた結果を Fig. 7 に示す. 常温では Y-11 試料が X-11 試料に比べ 55V.H.N 高く, また 900°C では前者がわずかに硬度が高いが, 1000°C では逆に低くなり, 1100°C では V.H.N で X-11 試料が 23.6 であるのに対し, Y-11 試料では 17.2 と約 30% 近くも低下する. すなわち時効硬化の影響を除いた場合, Mn が約 1.5% から 10% が増えるとその高温硬度が低下する温度は 900~1000°C の間にあることが知られる.

6. 鍛造組織の消失と析出物の固溶におよぼす Mn の影響

X-11, Y-11; X-332, Y-33 試料を選び鍛造組織の消失状態におよぼす Mn の影響を調べた. Photo. 2 (a) (b) は X-11, Y-11 試料の鍛造試料を 1300°C に 1hr 後加熱水冷したもので, X-11 試料では鍛造組織がまだ残っているが, Y-11 試料では完全に消えており Mn が多くなると鍛造組織が消えやすくなる. X-332, Y-33 試料も同様に Mn の多い Y-33 試料の方が鍛造組織が消えやすい.

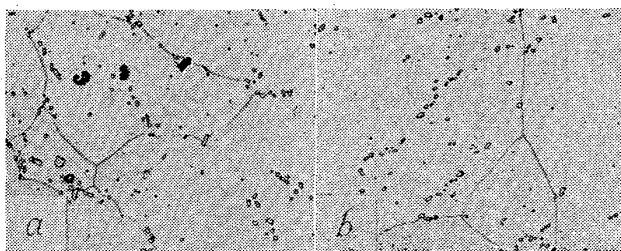
次に析出物が素地に固溶する温度が Mn 含量の相違でいかに影響されるかを求めるため, X-11, Y-11,; X-332, Y-33 試料を用い, 900°C 64 hr の時効を行わせてから, 1100°, 1200°, 1300°C に 1 hr 加熱水冷した. Photo. 3 (a) (b) は 1200°C 1 hr 加熱水冷後の X-332, Y-33 試料の組織で, Mn の多い Y-33 試料では析出物が固溶しやすく, 結晶粒がいくらか粗大化する傾向がある. そして 1300°C になると Y-33 試料は酸化崩解するが X-332 試料ではこのようなことがなくほとんど溶け込んでいる. すなわち C, N 含量の多い高 Mn 合金は 1300°C のような高温では酸化抵抗が低い. いずれにしてもこの実験結果から Mn 含量が増すことに



a: X-11

b: Y-11 ×100 (2/3)

Photo. 2. Microstructures of as cast X-11, Y-11 alloys water quenched after heating for 1hr at 1300°C.



a: X-332

b: Y-33 ×500(2/3)

Photo. 3. Microstructures of forged X-332, Y-33 alloys aged for 64hr at 900°C, water quenched after heating for 1hr at 1200°C.

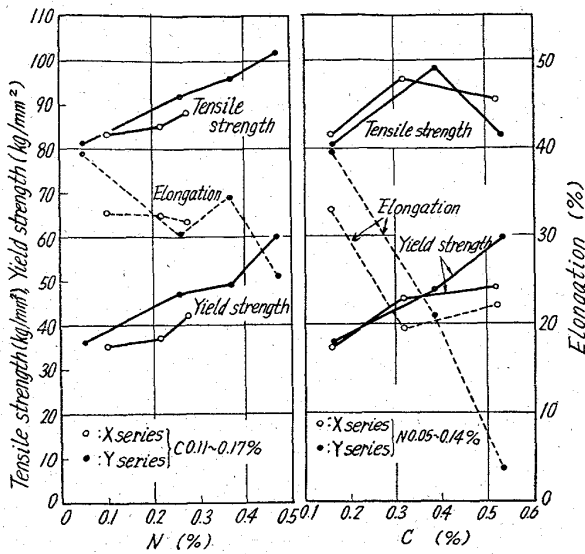


Fig. 8. Effects of carbon and nitrogen on the tensile properties at room temp.

より、凝固温度は低下し、したがって諸元素の拡散は容易になることが知られ、これが Mn 濃度の高い合金の鍛造が容易になる原因の一つと考えられる。

7. 常温引張試験

Fig. 8 は常温引張試験の結果を示したもので、X、Y 両系列共 C ほぼ一定で N がますにつれ引張強さ、耐力は増大し、伸びは減少する傾向が見られるが、10%Mn の Y 系列の方がほぼ同含量の N% に対して引張強さ、耐力は X 系列に比べて大である。一方 N 含量ほぼ一定で C

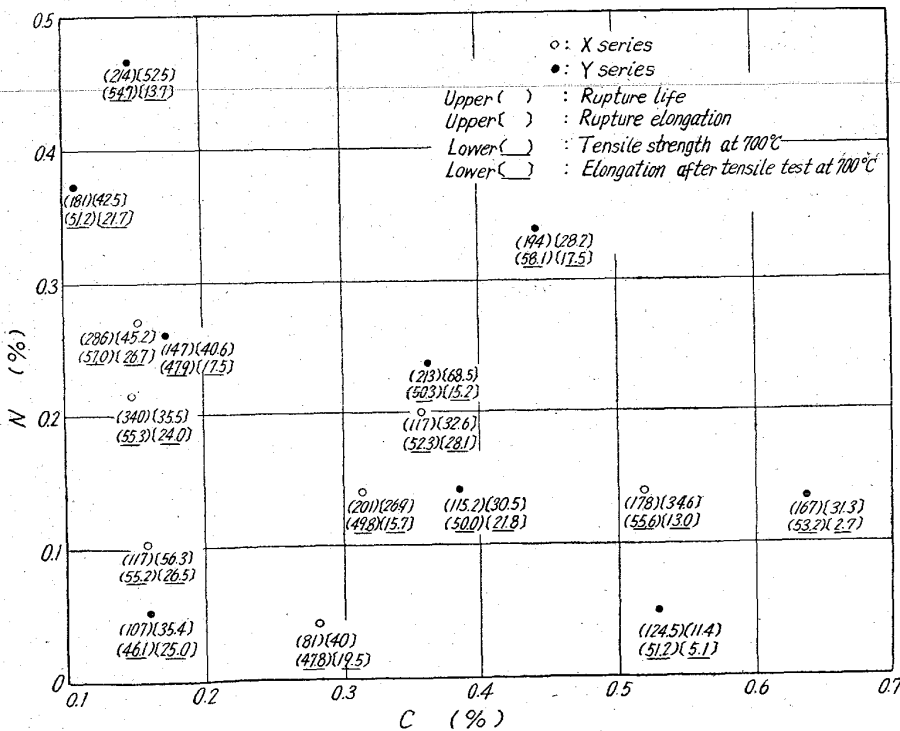


Fig. 9. Effects of manganese, carbon and nitrogen on the creep and the tensile properties at 700°C.

含量が増す場合は、耐力は両系列とも増加するが、引張強さは 0.4% C 以上になるとかえって低下する傾向が見られる。そしてこの場合 Y 系列では伸びの減少が著しい。

8. クリープ特性と高温引張試験

Fig. 9 は 700°C におけるクリープ破断試験および高温引張試験結果を、X、Y 両系列について、C、N 含量を両軸にとって示したものである。○は 1.5% Mn を含む X 系列、●は 10% Mn を含む Y 系列を示す。また付記した数字の上段の () はクリープ破断時間、上段の [] はクリープ破断伸び、下段の () は 700°C での引張強さ、下段の [] はその時の破断伸びを示す。C 含量が 0.2% 以下で N 含量が増す場合は、10%Mn 系列ではクリープ破断時間、700°C での引張強さは共に増加する。すなわち高温強度の大なるものはクリープ破断時間も大きい。そして 10% Mn 系列ではさらに N 含量を増すことにより、クリープ破断時間の増大が期待し得る。一方高温短時間引張破断伸びは N 含量の増大と共に減少するが、クリープ破断伸びはかえって増大している。またクリープ破断伸びは同温度の短時間引張りのものより大きい。

10% Mn 合金では N 含量と共にクリープ破断時間は増大するが、1.5% Mn 系列ではある N 含量のところでもクリープ破断時間の山が見られる。N 約 0.15% 以下では C 含量が増すと 700°C での引張強さは X 系列では余り変わらないのに対し、Y 系列では増大するが、両系列共伸びは減少する。一方クリープ破断時間は X 系列ではある C 含量のところでも山が見られるが、Y 系列では C 含量と共に増加する傾向が見られる。さきに 10% Mn 系列合金では C 含量約 0.2% のとき N 含量約 0.38% でクリープ破断時間がピークとなり、それより N 含量が多くなるとかえって低下し、また N 含量約 0.25% のとき C 含量約 0.48% で同様クリープ破断時間のピークが見られ、それより C 含量が多くなると N の場合と同様かえって低下することを報告した。これらの結果から 10% Mn 合金ではさらに C、N の適当な濃度を選ぶことにより、一層クリープ破断時間のすぐれた合金の出現が期待できるであろう。

IV. 結 言

N-155 合金と N-155 合金中の Ni を 10% Mn で置換えたものを基準組成とし、C、N 含量をいろいろ変えた十数種の試料を溶製して、Mn が鍛造性を改善する原因と高 Mn 合金の高温特性を検討して次の結果を得た。

- C、N 含量がほぼ同じならば Mn 含量の高いものは
1. 変形抵抗が減少する。
 2. 凝固温度が低下する。
 3. C、N の固溶温度が低下し、拡散が容易となるた

め鍛造組織は消えやすくなる。

したがって高 Mn 合金は N-155 合金よりも鍛造が容易であるが、900°C 以下の温度では軟化抵抗が大きく、すぐれた時効硬化性を有するので適量の C、N の添加により高温強度のすぐれたものになる。

最後に高温硬度の測定に対していろいろ御便宜を賜った日本光学株式会社山根氏および木下氏に厚く感謝致します。

文 献

- 1) 依田, 他: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 166

発光分光分析法によるステンレス鋼中のホウ素の定量*

川口武彦**・工藤康雄***・松村哲夫***

Spectrographic Analysis of Boron in Stainless Steel.

Takehiko KAWAGUCHI, Yasuo KUDŌ and Tetsuo MATSUMURA

Synopsis:

A rapid and accurate point-to-plane technique has been developed for the spectrographic determination of boron in austenitic stainless steel in the concentration range 0.015 to 0.25%. In this paper, the past literatures reporting on the spectrochemical analysis of boron in steel are cited and full details are given of the experimental procedure.

The data were evaluated by a thorough statistical study.

Volatilization characteristics of boron, iron, and the elements of counter electrodes were investigated by a moving-plate study in various arc sources.

The analysis was performed with a 3.4M Ebert type grating spectrograph using an intermittent a. c. arc operating at 220V, with copper counter electrode, arc current of 6A, and exposure time of 20S after 10s pre-arc. The analytical line pair is Fe12487.06A/B12496.78A.

The relative standard deviation for the determination ranged from 3 to 75%.

The analytical results are found to be in good agreement with the results of wet chemical determinations.

An account is also given of thermal effects on boron in boron-steel in the process of sampling and/or arcing. A simple procedure for the selection of analytical line pair and a calibration method using an element in counter electrode as internal standard are proposed.

(Received 5 Feb. 1964)

I. 緒 言

最近の高温材料の発達につれ、高合金鋼とくにステンレス鋼にホウ素 (B) を合金元素として添加し、高温強度を得たり粒界腐食性を改善しようとする試みがなされつつある。これら各種の試験においては B 含有量を正確に知ることがもつとも重要なことであり、そのためには信頼性のある分析法の存在が必須の条件となる。

鉄鋼中の B の定量については多くの報告がなされており、当所においても溶媒抽出法による B の吸光々度法¹⁾

を検討し、これを日常作業に使用してきた。しかし湿化学分析法は熟練と長時間を要する分析操作が多く、とくに高合金鋼を対象とする場合にこの難点はさらに顕著なものとなる。この点において画一的かつ迅速なる物理的分析法の確立が望まれ、発光分光分析などの利用による分析の合理化が要望されるにいたつた。

* 昭和38年10月本会講演大会にて発表
昭和39年2月5日受付

** 阪神溶接機材株式会社製造部

*** 株式会社神戸製鋼所中央研究所