

N-155 合金の高温特性におよぼす Mn の影響について*

依田連平**・吉田平太郎***・佐藤 有一***

Effect of Manganese on High-Temperature Properties of N-155 Alloy.

Renpei YODA, Heitaro YOSHIDA and Yuuichi SATO

Synopsis:

For the purpose of finding some low-cost alloys that resist to rupture at high stress at a temperature of 700~900°C, heat-resisting high-manganese steels in which part of nickel was replaced by manganese were investigated. Even if part of 10% Ni in 20% Ni content was replaced by 10% Mn, the creep rupture strength of 10% Mn alloy containing proper amount of carbon and nitrogen was superior to that of N-155 alloy, and the high-manganese steels showed the least problems that might be posed by forging of high-alloy steels.

The reason was based on the fact that the 10% Mn alloy containing high carbon or high nitrogen could be forged, because the deformation resistance became lower as the manganese content was increased and therefore the alloy with the excellent forgeability could be prepared therewith. The alloy containing about 4% Mn had the longest creep rupture life.

But if the carbon content in 10% Mn alloy was increased to 0.48%, or the nitrogen content in it was increased to 0.38%, the rupture life became very longer and was equal to that of 4% Mn alloy at 700°C, and alloy that was more excellent in creep strength than N-155 alloy was obtained.

In this case, the creep rupture life of 10% Mn alloy at 700°C became longer by addition of vanadium or phosphorus, but the effects of these elements disappeared with the alloy at above 800°C. At 700°C, the rupture life of 10% Mn alloy containing phosphorus became about four times as long as that of the alloy without phosphorus addition, but the rupture elongation became lower. The oxidation-resistance was found to be less worse as the manganese content was increased, but remarkably worse by addition of vanadium or phosphorus.

Therefore, these alloying elements had a harmful effect on forgeability of the alloy, and there was a possibility of generation of cracking when the alloy containing phosphorus was forged. The best chemical composition of a high-manganese alloy obtained from the above facts was as follows:

C 0.21%, Cr 19.96%, Ni 9.52%, Co 20.13%, Mn 9.91%, Mo 3.01%, W 2.79%,
Cb 0.97%, N 0.38%, P 0.012%, Si 0.10%, O₂ 4.6 p.p.m.

I. 緒 言

豊富な Ni 資源をもつアメリカでも Ni の節約を計るため Ni の一部を Mn で置き換えた低 Ni 高 Mn ステンレス鋼 (201, 202 型) が重要視されている^{1)~3)}。戦時中 Ni に枯渇したわが国で生れた 11Cr-16Mn-0.8V 鋼 (イ 309) や 11Cr-16Mn-0.7V-0.2N 鋼 (イ 311) はすぐれた代用耐熱鋼として知られていたが、現在ではほとんど顧みられていない。この種の合金は Mn が主要合金元素のために耐酸化性が劣ること、炭化物が粗大化しやすく高温荷重下では劣化が早いことなどの欠点をもつからである。しかし Ni の共存においての高 Mn 耐熱鋼は十分な性能をもつことが期待され、例えば 16-25-6 合金の 25% Ni の一部を 7% Mn で置換えた 16-15-6 合金の研究が行なわれている⁴⁾。したがって、Ni 資源に不足し Mn 資源に富むわが国としては Ni の一部を

Mn で置換えた耐熱鋼の実現はその経済性の面からもきわめて望ましい。そこでこの研究では Fe 基の代表的な耐熱合金である N-155 合金を採上げ、この合金に含まれる 20% Ni を 10% まで Mn で置換えた結果について述べよう。

II. 試料と実験方法

ベルギー製コバルト 以外は 国産の純金属を使用し、N-155 合金の組成を基準にして、C の添加は電解鉄と電極炭素からあらかじめ溶製した Fe-C 合金 (4.89%C, 0.294%Si) を収率 70% として、N の添加は市販の Fe-Cr-N 合金 (61.2%Cr, 1.58%N) を収率 60% として

* 昭和35年10月本会講演大会にて発表

** 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.

Alloys	Mn	Cr	Ni	Co	Mo	W	Cb	C	N			O (p.p.m.)	Others	Fe
									Soluble	Inso-luble	Total			
No. 0	0.13	19.39	19.60	19.84	3.03	2.75	1.05	0.14	0.1268	0.0710	0.1978	42.2		
No. 1	2.21	19.79	18.45	19.76	3.04	3.01	1.08	0.16	0.1477	0.0722	0.2199	16.0	0.010~ 0.013% P	Bal.
No. 2	3.97	19.96	15.55	19.90	3.03	2.97	0.98	0.16	0.1539	0.0696	0.2235	10.6		
No. 3	5.85	20.30	13.80	19.96	2.96	3.12	1.07	0.22	0.2114	0.0820	0.2934	12.1		
No. 4	7.88	20.24	12.09	20.20	3.25	2.76	1.13	0.25	0.1768	0.0695	0.2463	11.7		
No. 5	10.42	19.79	9.82	19.77	3.37	2.46	1.02	0.24	0.1951	0.0568	0.2519	5.1		
No. 11	9.91	19.96	9.52	20.13	3.01	2.79	0.97	0.21	0.2767	0.1004	0.3771	4.6	0.07~ 0.14% Si	
No. 12	10.00	20.16	9.82	20.38	2.97	3.11	1.03	0.21	0.3409	0.1245	0.4654	8.9		
No. 13	10.07	20.01	9.58	20.24	2.95	2.89	0.96	0.48	0.2061	0.0722	0.2783	7.6		
No. 14	10.00	19.57	9.37	20.11	2.85	2.85	1.05	0.63	0.1847	0.0576	0.2423	5.6		
No. 15	10.27	19.47	9.51	20.09	3.12	2.37	1.05	0.29	0.0469	0.0555	0.1024	7.0	1.13% V	
No. 17	10.22	19.57	9.76	19.97	3.20	2.88	1.05	0.24	0.2384	0.0822	0.3206	12.7	0.15% P	

Note: Composition (%) of N-155 alloy = C < 0.2, Mn 1.0~2.0, Si < 0.6, S < 0.04, Cr 20.0~22.0, Ni 18.0~22.0, Co 18.0~22.0, Mo 2.50~3.25, W 2.0~3.0, Cb 0.75~1.25, N 0.08~0.16, Bal. Fe

行ない、高周波溶解して金型に鋳込んだ。各試料の分析結果は Table 1 に示すごとくで、20%Ni を 2% から 10% まで Mn で置換えたもの、10% Mn に置換えた試料の C 濃度と N 濃度を変えたもの、この試料にフェロバナジウムで V を、あるいはフェロホスホルで P を添加したもの計 12 種類である。溶解には生石灰と螢石を等量混合した溶剤 2.5% を用い、Mn を加えない No. 0 の試料は 0.1% Mn で脱酸したが、そのほかの試料は多量の Mn を添加するので脱酸剤は用いなかつた。Table 1 から知られるように N-155 合金の組成にもつとも近いものは No. 1 である。鋼塊は 1200°C ~ 1000°C 間で鍛造し、1200°C × 1h 水冷の溶体化処理をした試料について、700°C、800°C、900°C の各温度で 1000h までの時効硬化性試験を、また 800°C × 4h 空冷の時効処理をした試料について 700°C、800°C、900°C におけるクリープ破断試験を行なつた。さらに、鋼塊から 10mm φ × 10mm の試片を作成し、高温での鍛造性と大気中 1000°C × 100h の耐酸化性についても検討した。

III. 実験結果と考察

1) 溶体化処理および時効処理した合金の硬度と組織
Ni を Mn で置換えて行くと Fig. 1 に示すごとく溶体化処理試料も 1000h 時効後の試料も硬度は次第に増加する。この場合 Mn を添加しない No. 0 と 10%Mn を含む No. 5 との間の硬度増加率をみると、溶体化状態では 9.6%、700°C 時効では 15.1%、800°C 時効で

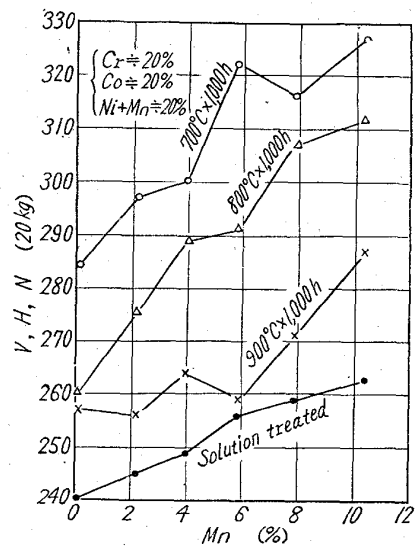


Fig. 1. Effect of manganese on hardness before and after aging for 1000h.

は 20%、900°C 時効では 11.7% となり、800°C 時効の場合が最も大きく、溶体化状態と 900°C 時効では後者が 2% 程度高いに過ぎない。また溶体化硬度を基準にして、N-155 合金の組成にもつとも近い No. 1 と 10% Mn を含む No. 5 の 900°C、800°C および 700°C 時効後の硬度増加率をみると、No. 1 では 4.5%、12.2% および 21.2%、No. 5 では 9.1%、18.6% および 24.3% となる。これらの結果から Mn の多い試料は常に時効硬化性が高く、900°C の時効処理は高温すぎるということが知られる。Fig. 2 は N-155 合金として 2% Mn を含む

No.1 と 10% Mn の No.5 の各温度での時効による硬度変化で、高 Mn 合金のすぐれた時効硬化性を示している。

ところで HAGEL らの⁵⁾研究によれば N-155 合金には Nb(C,N), M_4C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C , M_6C' , Laves 相などが存在しているが、 $M_{23}C_6$ は約 1100°C で、 M_6C は約 1200°C でほとんど固溶するのに対し、炭窒化物 Nb(C,N) はきわめて安定で 1200°C になつても固溶しない。そして時効処理において析出物は次のように変化する。

$M_4C_3 \rightarrow M_4C_3 + M_{23}C_6 \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_{23}C_6 + M_6C \rightarrow M_6C \rightarrow M_6C + M_6C' \rightarrow M_6C + M_6C' + (\text{Laves 相})$ この変化過程は時効温度が高いほど急速に行なわれる。

M_4C_3 は時効初期に素地組織中に細かく分散する遷移相として電子回折から確認されている。この種の spinel 型炭化物は不拡散金属原子の格子中の C 原子の短範囲拡散によつて短時間時効で容易に生ずるのである。この析出により硬度は一時的に上昇する、 $M_{23}C_6$ のような完成された相がオーステナイト素地から析出するまでは原子は広範囲に移動しなければならない。したがつて時間がかかる。その間、遷移相のあるものは成長し、微細なものは再固溶して硬度の低下が生ずる。 $M_{23}C_6$ の析出はこの種の合金の時効硬化の主役をなしている。しかし M_6C は硬化にはほとんど役立たない。 M_6C' は $M_{23}C_6$ と M_6C との中間の格子常数をもち今井ら⁶⁾はこれを新二次相として X 相とよんでいる。Laves 相は連結した析出炭化物相の変化が終局に近づいて、素地中の C 濃度が不足して来たときに (Nb, Mo, W) (Fe, Cr, Co, Mn, Ni)₂ の型で生ずる。σ 相の生成は明瞭でなく、今井らは存在

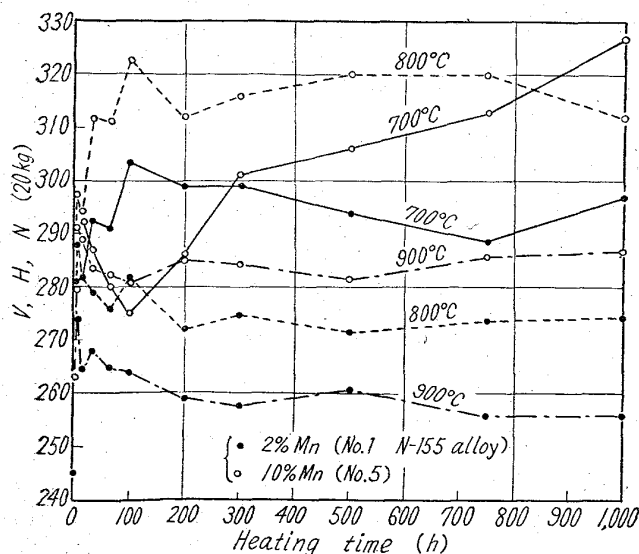


Fig. 2. Hardness of N-155 alloy and 10% Mn alloy aged at various temperatures.

しないと述べている。いずれにしても Fig. 2 に示される硬度変化は上述の析出物相の変化とその析出、凝集に基づいて得られるもので、短時間側では遷移炭化物による不規則な硬度変化を示し、時効温度が低い長時間側では $M_{23}C_6$ の増加とともに硬度は増加して行く。しかし高温時効ほど M_6C や M_6C' が多くなり、 $M_{23}C_6$ が減るので硬度は低い。また N-155 合金に比べて 10% Mn 合金の方が硬度が高いのは Fig. 1 の溶体化試料から知られるように Mn を含むオーステナイト素地硬度の上昇と、析出炭化物相が Mn を含むためであらう。例えば Hadfield 鋼には $(Fe, Mn)_3C$ が⁷⁾、また Cr-Mn-C-N 系オーステナイト不銹鋼には $M_{23}C_6$ として $(Cr_{17}Fe_4Mn_2)(C_{5.7}N_{0.3})$ が⁸⁾析出することが報告されている。

10% Mn 合金 (No.5) の硬度におよぼす C, N, V, P の影響は Fig. 3 のごとくで、C や N は溶体化硬度を高めるが、V や P は低下させる。しかし 700~800°C の時効硬度に対しては V や P の硬化作用はきわめていちじるしい。ただし 900°C の高温度になるとこれら元素の

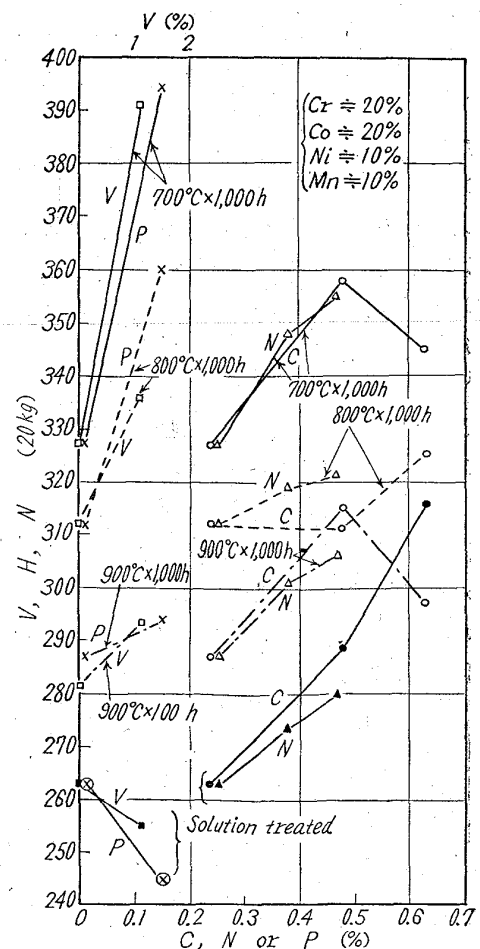


Fig. 3. Effect of carbon, nitrogen, vanadium or phosphorus on hardness of 10% Mn alloy before and after aging for 1000h.

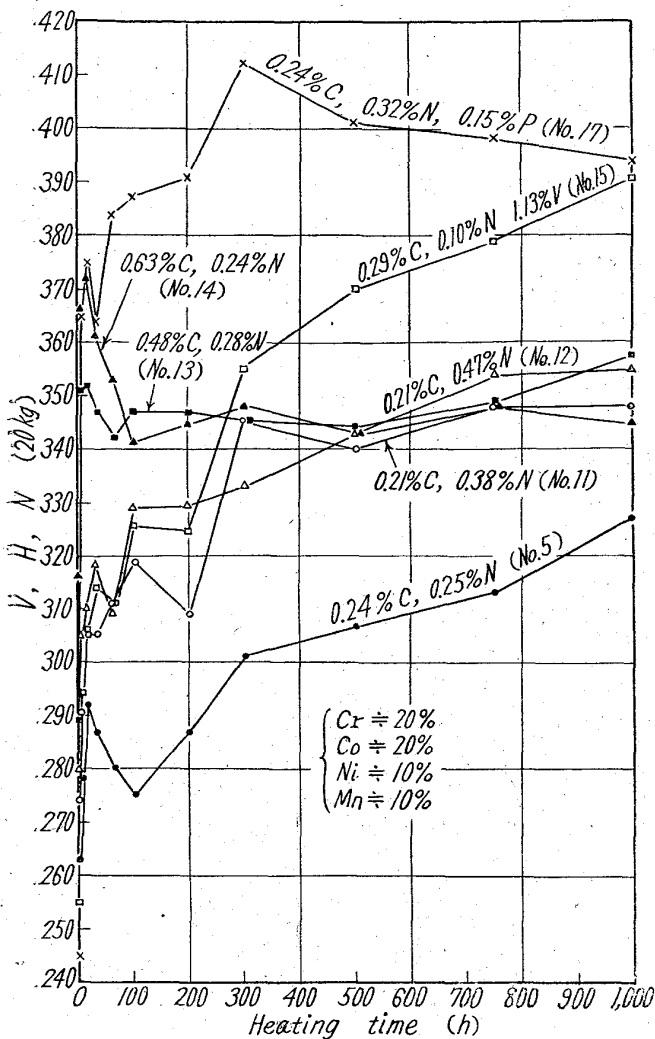


Fig. 4. Effect of carbon, nitrogen, vanadium or phosphorus on hardness of 10% Mn alloy aged at 700°C.

硬化作用は急速に低下し、Vを含む合金は100h以上時効処理すると酸化崩壊してしまう。Fig. 4は700°Cの時効硬化性におよぼす4元素の影響を10% Mn合金について示したもので、Pは300hまでに68.1%という大きな硬度増加率を示し、その後次第に軟化するが、1000h後でも60.8%の硬化率をもっている。これに対してVは硬化速度が遅く1000hまで次第に硬化して行き53.3%に達する。Pのこのような硬化作用はA. G. ALTENら⁹⁾や山中ら¹⁰⁾によっても認められており、その原因をPの侵入型固溶により、オーステナイト格子の歪エネルギーが増加してオーステナイト粒内にCr炭化物の析出を促進するためとしている。またVがMn-Cr系オーステナイト耐熱鋼の硬化にいちじるしく役立つことはすでに知られており、大戦末期に生れたわが国の強力な代用耐熱鋼であるMn-Cr-V-N系のイ311やドイツのCromadurなどは¹¹⁾、NとVの添加によって炭化

物の粗大化を防ぎ、Mn-Cr系の共通の欠点である早期劣化を阻止したものである。Vの時効曲線はこの過程をよく証明している。ところでCとNの時効硬化性を比較すると両者の間にPとVでみられたのと類似した差がみられる。すなわちCは短時間で硬化のピークを示し、ある程度軟化した後はいちじるしい硬度変動がない。一方Nは次第に硬化して行く。これらの傾向はいずれもCあるいはN含量の増加とともに顕著になる。Cの増加は最初急速に $M_{23}C_6$ を析出して硬化するが、素地のC濃度が低下すると $M_{23}C_6$ の析出が遅くなり、析出した多量の $M_{23}C_6$ の凝集によつて急速に軟化する。しかしある程度軟化した後は、 $M_{23}C_6$ と M_6C の両種の炭化物の析出が除々に行なわれるので一定範囲の硬度を保つ。一方Nは $M_{23}(C,N)_6$ のごとき炭窒化物として析出し、このものはきわめて析出速度が遅いので、次第に硬化して行く。そしてVやPに比べてCやNの有利な点は900°Cの高温度でも耐軟化性が遙かに高いことである。

時効処理前後の顕微鏡組織を一括してPhoto. 1に示す。素地はいずれも γ であるが溶体化試料ではMnの低いものは双晶が現われやすい。この場合残留する介在物は主としてNb(C,N)であるが、このものは粒子が大きく、さらに微細な粒子のものは M_6C と考えられる。10% Mn合金のNを0.47%まで高めても結晶粒が微細化したり、介在物がいちじるしく増加したりすることはない。Table 1の分析結果からも知られるようにNの増加は不溶解窒素も高めるが、それ以上に溶解窒素の増加がいちじるしい。しかしCの増加はいちじるしく結晶粒を微細化し、多量の炭窒化物および炭化物を残存させる。しかもこの場合の残留粒子は非常に大きい。これに対してVを含むものはCの場合と同様の影響を示すがC含量が低いためか残留粒子はきわめて細かい。しかしPを添加しても、その組織は添加前の10% Mn合金の組織とほとんど変わらない。

次に700°Cで1000h時効後の組織をみるとMnの多い方がMnの少ないものより析出物が多い。この試料のNを高めても析出物は余り増加しない。これらの試料の析出物はいずれもきわめて細かいが、Cの高いものは析出物の成長が大きい。しかしVやPを添加したものは多量の微細な析出物がみられる。900°Cで1000h時効後の組織は700°C時効の場合より析出物が大きく凝集成長し、その量が増加している外は各試料間の相違は700°Cのときと同様である。ただし、Vを含む試料は900°Cでは200hで酸化崩壊したので、Pを含む試料の組織を示しておく。

2) クリープ破断試験

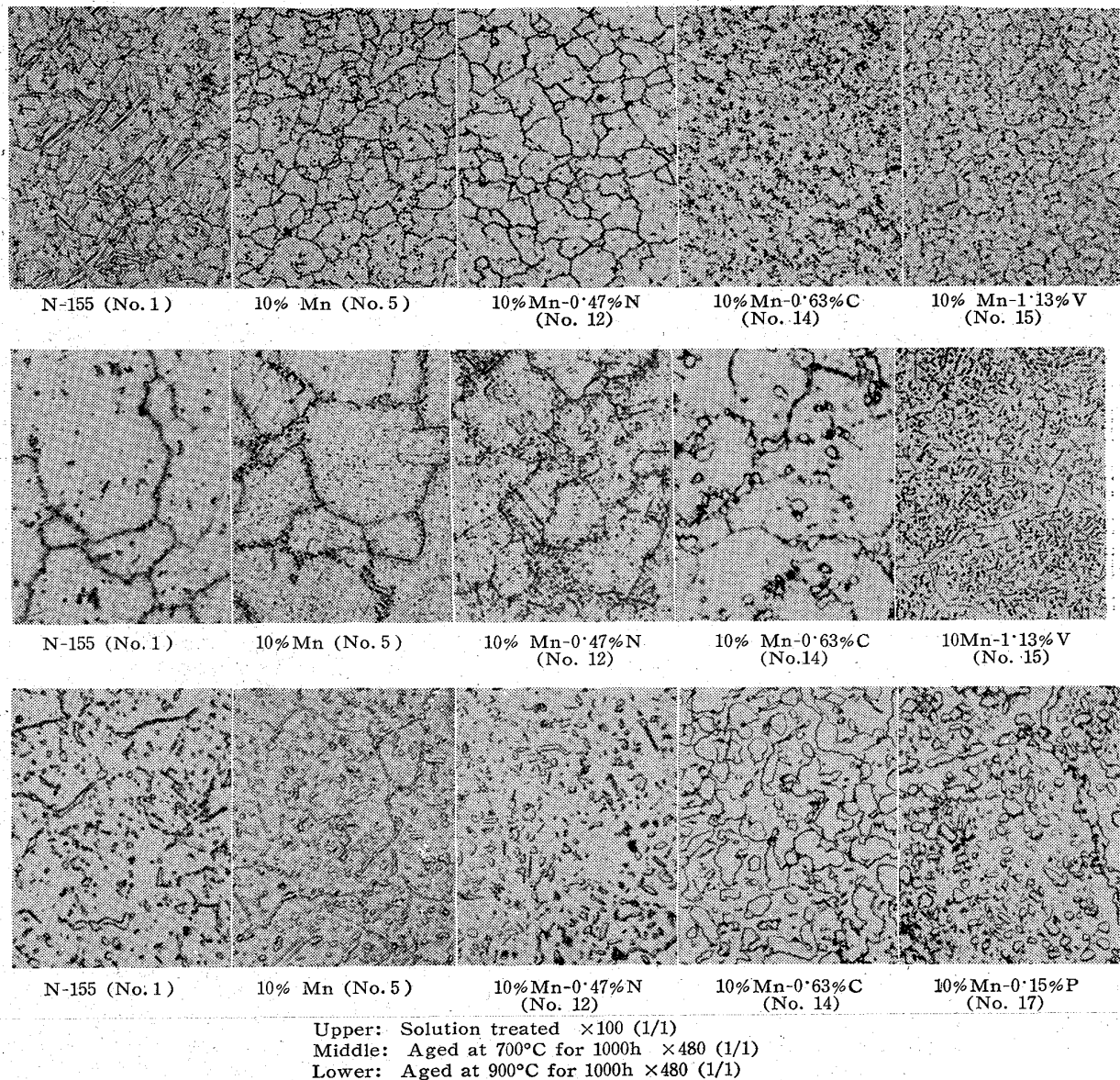


Photo. 1. Microstructures of alloys before and after aging for 1000h.

N-155 合金の 100h 破断強度は 700°C で 26~27 kg/mm², 800°C で 13~14 kg/mm², 900°C で 6~7 kg/mm² である¹²⁾. そこで本研究では径 6mm, 標点距離 30mm の試験片を用い, 700°C で 26 kg/mm², 800°C で 14 kg/mm², 900°C で 8 kg/mm² の応力下の破断時間を求めた. Mn 含量による結果は Fig. 5 に示すごとくで, Ni を Mn で置き換えて行くと破断時間も破断伸びも増加し, 4% Mn 付近でピークを示すが, それ以上 Mn が多くなると低下する. しかし破断伸びは 10% Mn ではまた大きくなり, 900°C の場合は Mn 含量とともに比例的に増加している. なお図中の 12% Mn の試料は Table 1 には示さなかったが 11.64% Mn, 19.25% Cr, 4.79% Ni, 20.60% Co, 3.05% Mo, 2.84% W, 0.85% Cb, 0.222% C, 0.187% N (溶解

窒素 0.160%+不溶解窒素 0.027%) の組成のものである. このように Ni を Mn で置き換えることは 4% 付近までならば高温長時間の強度と伸びを向上するからきわめて有効である. 10% Mn を含む No. 5 が 2% Mn の No. 1 よりも時効硬化性では遙かに優れていたが, クリープ破断試験の結果では全く逆で, 高 Mn の方が破断時間が短い. 一般的に Mn 含量が増すとクリープ速度が高まり, この傾向は高温程いちじるしい. したがって 900°C では Mn 含量に比例して大きな破断伸びがみられる. この性質は次に述べる Mn 含量の高い鑄塊ほど非常に鍛造しやすくなる特性と関連があるらしい. しかしながら 10% Mn を含む試料の破断時間の向上は C や N を高めることによつて期待出来る. C の影響をみると Fig. 6 のごとくで, 0.48% C 付近 (No. 13) にクリープ破断

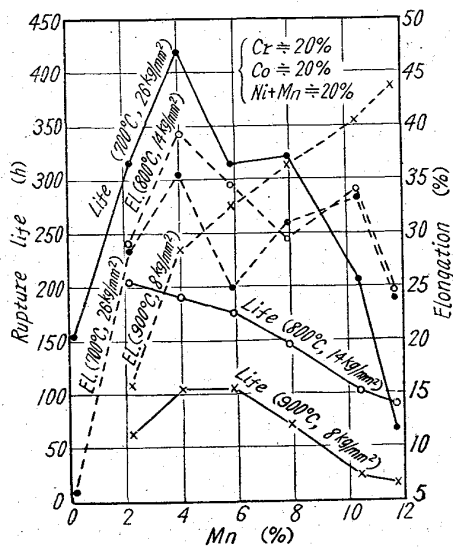


Fig. 5. Effect of manganese on rupture life and elongation of the alloys at various temperatures.

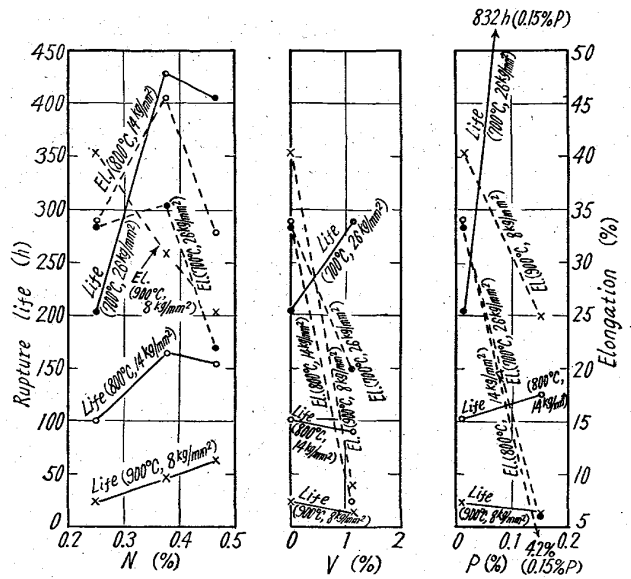


Fig. 7. Effect of nitrogen, vanadium and phosphorus on rupture life and elongation of 10% Mn alloy at various temperatures.

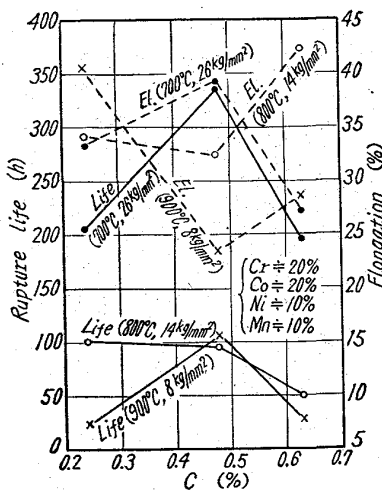


Fig. 6. Effect of carbon on rupture life and elongation of 10% Mn alloy at various temperatures.

強度のピークがみられる。またNの場合も Fig. 7 のように 0.38% 付近 (No. 11) でピークを示す。すなわちCやNはあまり多く含みすぎても多量の析出物の凝集成長を促すのでよくない。適量の添加が必要である。そうすればそのクリープ破断強度は N-155 合金よりも向上し、700°C では 4% Mn

を含む No. 2 試料の強度に匹敵する。一方VやPの添加は Fig. 7 に示すように 700°C では効果があるが、800°C では効果がほとんど失われ、900°C ではむしろ悪い。700°C の場合、V では期待したほどのクリープ破断時間の向上がみられなかったが、P は驚くべき作用をもち、添加前の 204h が 0.15% P を含むことにより 832h まで向上する。しかしその伸びは 33.4% から 5.9% に低下する。

P のこのような挙動は前述の時効硬化性の結果から当然うなずけるものである。いずれにしても、P や V の添加は 800°C 以上の高温使用の材料に対しては好ましくない。

3) 耐酸化性試験

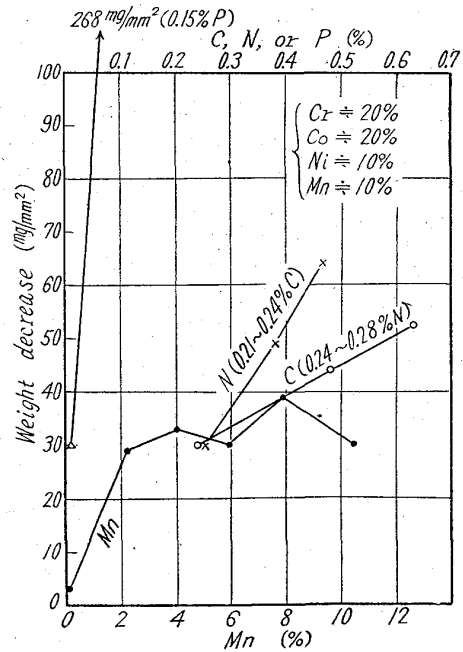


Fig. 8. Effect of manganese, carbon, nitrogen and phosphorus on oxidation-resisting property of 10% Mn alloy heated at 1000°C for 100h in air.

この種の合金はいずれも高温での加熱中酸化層が脱離し易いので、試験片表面の酸化層をワイヤブラシで軽く落とし、重量減少で耐酸化性を比較した。その結果は Fig. 8 のごとくで、Mn を含まぬ No. 0 は耐酸化性にすぐれているが、2% 以上 Mn を含むと 30~40mg/cm² の範囲で酸化層が脱落する。全体的には Mn 含量の増加によって多少酸化し易くなる傾向を示しているが、その

間にいちじるしい相違はみられない。しかし、C、N、Pなどは酸化層の脱落を高め、特にPはいちじるしい。またVを含む試料はさらにいちじるしく、1000°C×100hの試験条件に耐えず完全に酸化崩壊してしまつた。PやVを含む合金の高温でのクリープ破断時間の低下が顕著になる一因には耐酸化性の悪化が挙げられるわけである。これに対してCやNは最高のクリープ破断時間をもつ No.13 や No.11 の試料に含まれる濃度では40~50 mg/cm²程度の酸化層落下を示すから問題にならない。

4) 鍛造性試験

鍛造性試験機を用いて変形抵抗を測定したが、これはフグネットスウッチで放たれた二つのハンマーが所定の温度に15mn加熱された10mmφ×10mmの鑄造試料の両面を同時に叩くことで生ずる変形から次式により求めた。

$$E = Kf \cdot V \cdot \ln h_0/h$$

E : 衝撃エネルギー (本実験では 5.5 kg-m)

V : 試料の体積 (mm³)

h_0 : 試料の初めの高さ (mm)

Kf : 変形抵抗 (kg/mm²)

h : 変形後の試料の高さ (mm)

Fig. 9 は鍛造性におよぼす Mn の影響を示したもので、Mnが増すほど明らかに鍛造しやすくなる。実際のインゴットの鍛造においても Mn を含まぬ No.0 は割れが発生しやすくてわずかしかな健全な試料がとれなかつた。耐熱性のすぐれた高合金鋼の共通の欠点は鍛造が困難な点にあり、すぐれた耐熱合金が実験室的に得られながら、これを実用化する場合の最大の neck となつてい

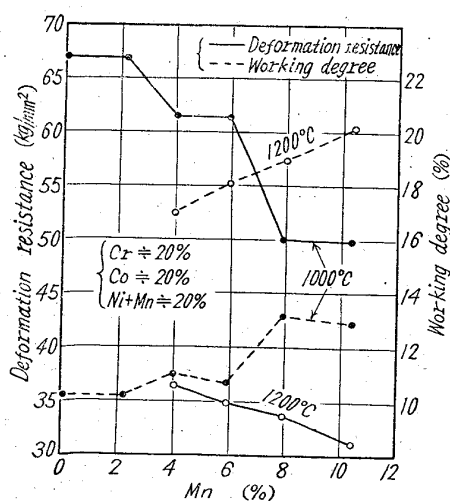


Fig. 9. Effect of manganese on deformation resistance and working degree in forgeability test.

Test conditions (impact energy; 5.5 kg-m, temp.: 1000°C, 1200°C)

る。また、合金元素をさらに高めれば一層耐熱性が向上することが期待されながら、鍛造できないために実現できない材料が多々ある。ところで、Mnを10%も含まないこの種の材料はきわめて鍛造しやすい。したがってこれにCを0.63%まで、あるいはNを0.47%まで高めても、少しも割れの発生なく鍛造することができて耐熱性の向上した材料が得られる。N-155合金ではこのようなことはできない。CやNの増加は変形抵抗を高めるが、これらの試料はNiを10% Mnで置き換えているのでCやNが高くてその変形抵抗は大体N-155合金のそれに匹敵する程度であるから鍛造できる。またVやPも1000°Cでは変形抵抗を高めるが、1200°Cではその影響はわずかであり、Pは逆に少しく変形抵抗を低める作用がある。しかしこの結果からPが鍛造性を助長すると結論することはできない。PやVはむしろ鍛造性を阻害する元素であつて、特にPが多くなると割れが発生しやすい。これらの元素の合金化は1200°Cではインゴットの酸化と結晶粒の生長が急速に進行し、その結晶粒界が脆化するからである。したがって鍛造温度はできるだけ低くしなければならない。

高Mn耐熱鋼の鍛造性向上の一因は窒素固溶能力の増加にあると考えられる。このことはTable 1の分析値から知られるように、同一の大気中溶解条件においてMnが増すほど不溶解窒素量が減少し、溶解窒素量が多くなる傾向がみられることから理解される。Mnが増すほどまた酸素含量も低下している。真空溶解した鋼材の延性の向上が窒素や酸素含量のいちじるしい低下によることはよく知られているが、Mnを加えれば大気中で溶製しても窒化物の増加を来すことがなく、酸化物も減少し、これらが鍛造性を阻害する恐れが少ない。しかも固溶した窒素はオーステナイトを安定に、かつ強固にし、その硬度を高め、高温強度を向上させるのである。

IV. 結 言

Niの一部をMnで置き換えた高合金耐熱鋼の実現はその経済性の面からも望ましい材料と考え、N-155合金のNiを10% Mnまで置き換えた材料の高温特性を検討して次の結果を得た。

1) NiをMnで置き換えて行くと溶体化処理硬度および時効処理硬度が増加し、CやNの増加はこの傾向を助長する。一方、VやPの添加は溶体化処理硬度を多少低下するが、800°C以下の時効処理硬度をいちじるしく高める。

2) NiをMnで置き換えた場合のクリープ破断時間のピークは4% Mn付近で見られ、このものはまた破

断伸びも大きい。しかし 900°C の高温では破断伸びは Mn の増加に比例して急上昇する。

3) 10% Mn を含む試料のクリープ破断時間の向上は C や N 濃度を高めることによつて達せられる。そのピークは C では 0.43% 付近, N では 0.38% 付近で, これ以上 C や N を多くしてもよくない。すなわち適量の添加が必要であり, これによつてその破断強度は N-155 合金よりも向上し, 700°C では 4% Mn を含む試料の強度に匹敵する。

4) クリープ破断時間におよぼす V や P の効果は 700°C ではみられるが, 800°C ではほとんど失われ, 900°C では却つて悪い。P は 700°C で恐るべき作用をもち, 添加前の 204h が 0.15% P を含むことによつて 832h まで向上する。しかしその破断伸びは 33.4% から 5% に低下する。

5) Mn が増すほど多少酸化しやすくなる傾向があるがいちじるしいものではない。しかし V や P を添加すると耐酸化性がいちじるしく低下し, V を含むものは 1000°C で 100h 加熱すると酸化崩壊してしまう。

6) Mn が増すほど鍛造性が向上する。そのため 10% Mn 試料の C や N 濃度を高めても容易に鍛造でき, 耐熱強度の向上した材料を得ることが出来る。V や P の添加による変形抵抗の増加は C や N と同程度であるが, V は酸化を高め P は鍛造割れの発生を促すので, これらの元素は鍛造性には好ましくない。(昭和 37 年 7 月寄稿)

文 献

- 1) R. FRANKS, W. O. BINDER and J. THOMPSON: Trans. Amer. Soc. Metals, 47 (1955), p. 231~266
- 2) R. A. LULA and W. G. RENSHAW: Metal Progress, 69 (1956), 2, p. 73~77
- 3) R. E. PARET: Metal Progress, 69 (1956) 5, p. 54~57, 69 (1956), 6, p. 68~71
- 4) W. E. ELLIS and M. FLEISHMANN: Trans. Amer. Soc. Metals, 46 (1954), p. 1039~1055
- 5) W. C. HAGEL and H. J. BEATTIE: Trans. Amer. Soc. Metals, 49 (1957), p. 978~1004
- 6) 今井, 増本: 鉄と鋼, 45(1959), 3, p. 387~389
- 7) 今井, 斎藤: 鉄と鋼, 47(1961), 7, p. 929~935
- 8) CHI-MEI HSIAO and E. J. DULIS: Trans. Amer. Soc. Metals, 49 (1957), p. 655~685
- 9) A. G. ALLTEN, J. G. Y. CHOW and A. SIMON: Trans. Amer. Soc. Metals, 46 (1954), p. 948~972
- 10) 山中, 日下, 外岡: 鉄と鋼, 46 (1960), 11, p. 1458~1465
- 11) 武田: 日本金属学会誌, 21 (1957), 4, p. A-86~A-96
- 12) W. F. SIMMONS and H. C. CROSS: Report on the Elevated-Temperature Properties of Selected Super-Strength Alloys, ASTM, Special Technical Publication, No. 160, (1954) p. 81~97