

(2) 歪振幅に非依存性の内部摩擦は約 200°C までの焼き戻しによりいちじるしく低下を示し, 300~500°C の焼き戻しで一定値, 550~700°C で増大を示しており, シャルピー衝撃値の変化と比較的よく対応している. この内部摩擦の変化は焼き戻しによるマルテンサイトからの炭化物の析出, マルテンサイトの分解, 炭化物の形態と分布の変化に起因しており, 焼き戻し過程とよく対応している.

(3) 遷移温度は 300~500°C の焼き戻しにより高くなり, 700°C の焼き戻しにより最低値を示す. これはマルテンサイトの分解にともなう炭化物の存在状態によりいちじるしい影響を受けることがわかった.

(4) 恒温変態させた試料は歪振幅依存性の内部摩擦を有する.

文 献

1) J. DEARDEN., H. O'NEIL: *Inst. Weld. Quart.*

Trans., 3 (1940).

- 2) ERNST F. NIPPES et al.: *Weld. J.* (1956) No. 10, (1958) No. 7, (1959) No. 1
- 3) T. YAMANE., J. UEDA: *Trans. JIM.*, 3 No. 3, p. 178
- 4) 水田三千雄, 美馬源次郎: *日本金属学会誌*, 23 (1954), p. 469
T. YAMANE., J. UEDA: *Trans. JIM.*, 3 (1962) 3, p. 178
: *ibid* 4 (1963) 1, p. 9
- 5) 美馬源次郎, 山根寿巳: 鉄と鋼, 投稿中
- 6) A. GRANATO., K. LÜCKE: *J. Appl. Phys.*, 27 (1956), p. 583
ibid, 27 (1956), p. 789
- 7) T. YAMANE: To be Published in *Trans. JIM.*
- 8) T. YAMANE., J. UEDA: To be Published in *Trans. Met. Soc., Amer Inst. Min., Met. & Pet. Eng.*,
- 9) A. N. STROH: *Phil. Mag.*, 47 (1955), p. 968

高窒素25%Cr-28%Niおよび25%Cr-20%Ni-8%Co

耐熱鋼について*

(高窒素 25%Cr オーステナイト耐熱鋼に関する研究—I)

岡本正三**・田中良平**・藤本六郎***

On the High-Nitrogen 25%Cr-28% Ni and 25%Cr-20%Ni-8%Co Heat-Resisting Steels.

(Studies on high-nitrogen 25%Cr austenitic heat-resisting steels—I)

Masazō OKAMOTO, Ryōhei TANAKA and Rokurō FUJIMOTO

Synopsis:

The effect of nitrogen addition to 25%Cr-28%Ni austenitic heat-resisting steels prepared by the high-pressure melting process in nitrogen atmosphere on both microstructures and mechanical properties at room- and high-temperatures was studied. The influence of replacing a part of nickel by cobalt in those steels was also examined. Main results obtained were as follows:

(1) It was necessary to heat for 1 h at 1250°C for the solution treatment of the steels with high nitrogen content.

(2) The recrystallization temperature estimated from the hardness change during tempering of cold rolled specimens was found to be higher by about 100°C in the 0.54%N steel than in the 0.05%N steel, and the temperature of the former steel decreased with the replacement of a part of nickel by cobalt.

* 昭和37年10月本会講演大会にて発表 昭和38年3月25日受付

** 東京工業大学, 工博 *** 八幡溶接棒株式会社

(3) It was observed from microstructural changes during ageing at high temperatures of the steels with high nitrogen concentration that the precipitation of nitride Cr_2N from the austenite proceeds in the following two different modes: one so-called general precipitation and the other a grain boundary reaction. The latter mode of reaction, which proceeds rapidly by consuming the nitride particles formerly precipitated by the mode of the general precipitation, was found to be brought to a stop when the reaction covers about a half of the area under the microscope of the solution treated steels, whereas it was found to proceed until the reaction covers almost all of the structure in the cold-rolled steels.

(4) Proof stress and tensile strength of the steels at room-temperature increased markedly with an increasing concentration of nitrogen without any loss in ductility. At high-temperatures, the tensile strength increased with an increasing concentration of nitrogen, the ductility being deteriorated considerably.

(5) It was found from the tensile creep-rupture test at 700°C that the increase in creep-rupture strength of the steels with an addition of nitrogen only was not so large as in the high-nitrogen 316L type steels, and that the creep-rupture properties of such steels were somewhat improved by cold-working, hot-cold working or ageing treatment at 800°C of the solution treated steels. It is expected that those properties may be improved considerably by a simultaneous addition of nitrogen and molybdenum, or nitrogen and niobium.

(Received 25 Mar. 1963)

I. 結 言

筆者らは数年来、高圧窒素中溶解法を利用して、高窒素オーステナイト系ステンレス鋼および耐熱鋼の開発に関する研究を行なってきた¹⁾²⁾が、本報告はその一連の研究の一部として行なったもので、25%Cr-28%Niを基本組成とする高級耐熱鋼の諸性質におよぼす窒素の影響を明らかにするため、0.05%N および 0.54%Nを含む25%Cr-28%Ni 鋼ならびにこの高窒素鋼中の Ni の一部を Co で置きかえて Co の影響をもあわせてしらべるための 25%Cr-20%Ni-8%Co の計3種の試料について、熱処理による組織変化、再結晶挙動および常温ならびに高温の機械的性質などについて研究した。

II. 試 料

Table 1 に試料の溶製条件および化学組成を示した。表中、0.05N 鋼は基本組成の 25%Cr-28%Ni で、N 含有量を低く抑えるため 0.8 atm の N_2 ガス中で比較的短時間に溶製したもので、0.54N 鋼は N の影響をみるために上記基本組成に配合した溶鋼を 10 atm N_2 ガス中で 30mn 保持後鑄造して 0.540% の N を含有せしめ

たもの、また 8Co-0.65N 鋼は基本組成の 28% Ni のうち 8% の Ni を同量の Co でおきかえて同じく 10 atm N_2 ガス中で溶製し 0.652% の N を含有せしめたものである。3鋼種とも Ni および Cr 以外に 1.5% の Mn と 0.2% の Si を添加し、1 チャージ 5kg ずつ溶製した。溶解はすべて 15 kVA 高圧溶解炉を用いて行ない、溶湯は N_2 雰囲気のまま約 65mm 角の銅製鑄型に鑄造し、いずれも気泡の全く存在しない健全鋼塊を得た。高圧溶解炉およびこれによる溶解法の詳細はすでに報告したので省略する。

鑄造された鋼塊は約 1100°C で鍛錬して 13mm ϕ の丸棒とし (鍛錬比 32)、引張試験用以外はすべてこれをさらに 1100°C で熱間圧延して約 6mm 厚の板材とし、溶体化処理を施して使用した。常温引張試片は 13mm ϕ の丸棒のまま溶体化処理し、平行部直径 7.5mm、標点距離 50mm の寸法に仕上げ、150 t Baldwin 万能材料試験機を用いて電気式自動伸び記録装置を取付けて試験した。高温引張試験用には平行部直径 5.04~5.06mm、標点距離 17.9mm の小試片をつくり、容量 2t の Hounsfield 微小材料万能試験機を使用して試験した。試験温度は 700°C および 800°C、それぞれの温度に昇温

Table 1. Chemical composition of the steels used.

Mark	Melting condition		Chemical composition (%)										
	N_2 pressure (atm)	Holding time (mn)	C	Si	Mn	Ni	Cr	Co	P	S	Sol. N	Insol. N	Total N
0.05N	0.8	3	0.005	0.21	1.42	27.37	24.25	0.47	0.010	0.013	0.05	0	0.05
0.54N	10	30	0.02	0.20	1.41	27.70	24.43	0.17	0.010	0.013	0.540	0	0.540
8Co-0.65N	10	30	0.02	0.18	1.39	20.44	23.75	7.80	0.011	0.010	0.652	0	0.652

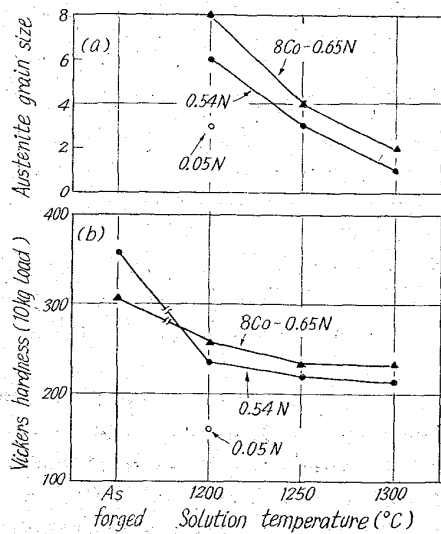


Fig. 1. Effect of solution temperature on hardness and grain size of the 25% Cr austenitic steels. All the steels were solution-treated for 1 h at each temperature.

後 15mn 保持した後、約 1.5mm/mn の引張速度で行なつた。また高温クリープ破断試験は平行部断面 3×5 mm の長方形断面試片を用い、標点距離 30mm とし、700°C で行なつた。

III. 実験結果とその考察

1. 溶体化組織

鍛延後の各試料について先ず最適の溶体化温度を決定するために、1200~1300°C の種々の温度にそれぞれ 1h ずつ大気中で加熱後水冷して組織および硬度の変化をしらべた。Fig. 1 は硬度と学振法によるオーステナイト粒度の変化を示したものである。0.05N 鋼は 1100°C でも析出物らしいものは全く認められず、溶体化処理として十分と判断されたが、他の 2 鋼種と同程度のオーステナイト粒度にするため、0.05N 鋼の溶体化処理も Photo. 1(a) に示すごとく 1200°C 1h 加熱水冷を行なつた。そのときの粒度は No.3 である。他方、N 濃度の高い

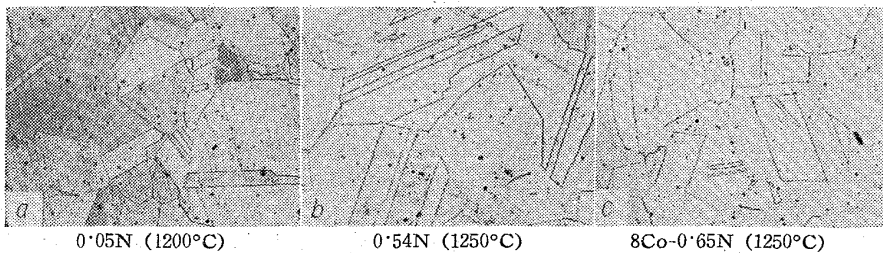


Photo. 1. Microstructures of 25% Cr austenitic steels solution-quenched after held for 1 h at each temperature shown above. Etched electrolytically with 10% oxalic acid. $\times 100$ (1/2)

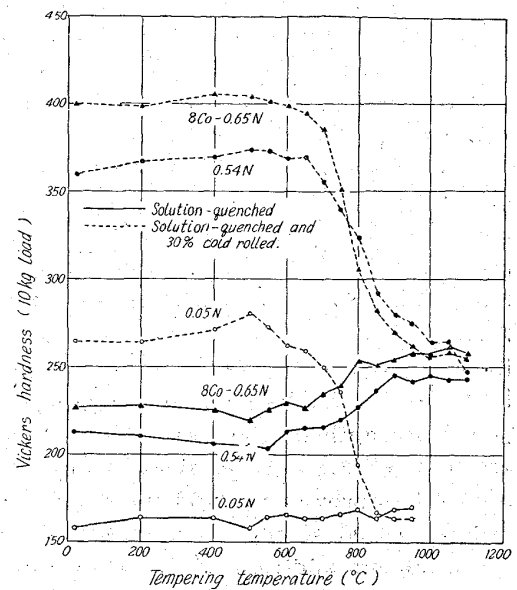


Fig. 2. Hardness change due to tempering of the 25% Cr austenitic steels solution-treated or/and 30% cold-rolled. (Tempering time: 1 h)

0.54N 鋼および 8Co-0.65N 鋼は 1200°C でも未溶解窒化物がなお若干残存し、1250°C に至つてようやくほぼオーステナイト一相となり硬度も十分に低下する。そこでこの両鋼の溶体化処理は 1250°C -1h 加熱水冷に一定した。そのときの結晶粒度は Fig. 1(a) にみるように、0.54N 鋼で No.3, 8Co-0.65N 鋼では No.4 である (Photo. 1(b),(c))。なお、Fig. 1(b) に明らかなように、各試料の溶体化硬度は概ね N 含有量の多いものほど高い値を示していることは 316L 型鋼²⁾ および 18-7 ステンレス鋼²⁾ の場合と同様で、侵入型固溶元素である N の溶体化硬度におよぼす影響はいちじるしく大きいことがわかる。

2. 溶体化試料および冷間加工試料の焼戻硬度変化

各鋼の焼戻による組織と硬度の変化をしらべ、同時に再結晶温度を求めて N および Co の影響を検討するため、上述の溶体化処理を施したままの各試料と、溶体化後 30% の冷間圧延を施した試料とについて、200~1100°C の各温度に 1h ずつ段階的に加熱水冷の焼戻を行なつた。Fig. 2 はその硬度変化を示したものである。溶体化試料の硬度変化をみるに、0.05N 鋼は全温度範囲にわたつてとくに硬度の変化は認められないが、N 濃度の高い他の 2 鋼種は 500~600°C 付近より徐々に硬化し始め、1000°C 付近で最高硬度に

達し、1100°C でもほとんど軟化しない。しかし、この間の硬化量は Hv 25~30 程度である。この硬化は後述するように主として Cr 窒化物の析出に基因するものと考えられる。

溶体化後 30% の冷間圧延を施すと N 濃度の高いものは顕著な加工硬化性を示し、0.05N 鋼の Hv 260 程度にくらべて 0.54N 鋼は Hv 360、8Co-0.65N 鋼は約 400 に達する。これらの 30% 加工試片を焼戻すと、0.05N 鋼は 500°C 付近で僅かに硬化するが、750°C 以上で容易に再結晶軟化して 850°C で Hv 160 まで低下する。高 N 鋼の 2 鋼種はともに約 700°C より軟化し始め、1100°C にいたつても溶体化硬度にまで低下せず、N を含有することによって焼戻軟化抵抗性のかなり増加することがわかる。いま、各鋼それぞれについて 30% 冷間圧延硬度と溶体化硬度とのちょうど中間の硬度にまで軟化する温度を Fig. 2 から求め、これらを再結晶温度として Table 2 に示した。この表から明らかに、0.05N 鋼と 0.54N 鋼とを比較すると約 0.5% の N の増加は約 100°C の再結晶温度の上昇をもたらしているが、8Co-0.65N 鋼は N が多いため硬度値こそ高いが、再結晶温度は 0.05N 鋼と大差なく、Ni の一部を Co でおきかえることは必ずしも有利ではないように考えられる。

3. 溶体化試料および冷間加工試料の高温時効による組織と硬度の変化

Fig. 3 は各鋼の溶体化試料を 700°C, 800°C および 900°C の各温度で 1000 h まで時効せしめたときの硬度変化を鋼種ごとにまとめて示したものである。0.05N 鋼は上記各温度に 1000 h まで時効してもほとんど析出物は現われず、硬度も変化しない。一方高 N の 2 鋼種はいずれの温度でも僅かながら硬化を示し、かつ高温度ほどその硬化速度は早い。概して 0.54N 鋼の方が 8Co-0.65N 鋼に比してやや硬化は顕著である。しかし両鋼とも過時効軟化も速やかで、800°C では 10 h、900°C では 1 h で早くも最高硬度に達し、その後軟化に転ずる。

Fig. 4 は各鋼の 30% 冷間圧延試料を 800°C で時効したときの硬度変化を溶体化試料のそれと比較したものである。

Table 2. Recrystallization temperature determined by the hardness change due to tempering of 30% cold-rolled steels.

Mark	Recrystallization temperature, °C
0.05N	775
0.54N	870
8Co-0.65N	790

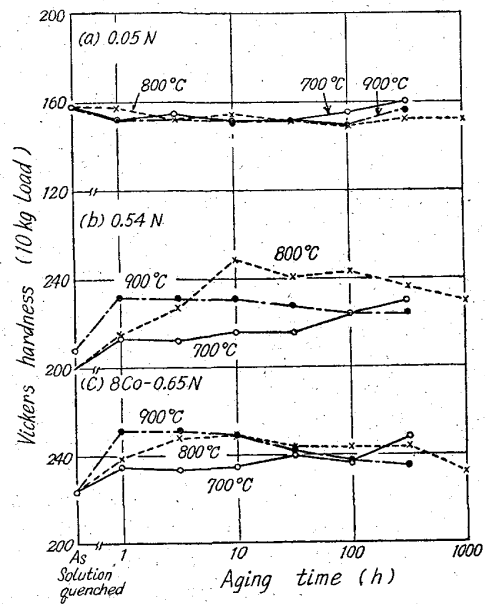


Fig. 3. Hardness change due to ageing at 700°C, 800°C or 900°C of solution-treated 25% Cr austenitic steels.

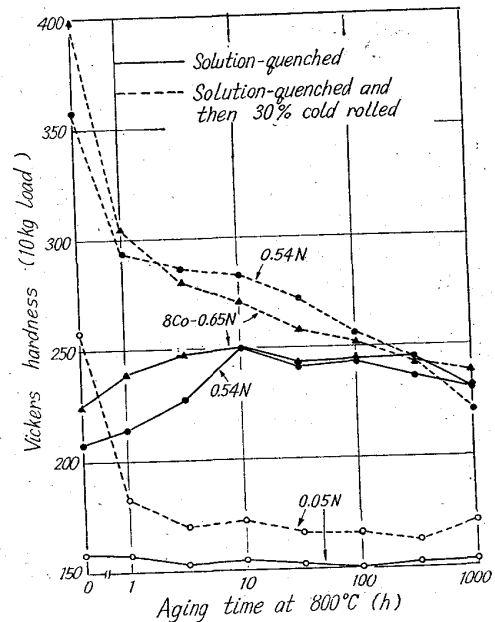
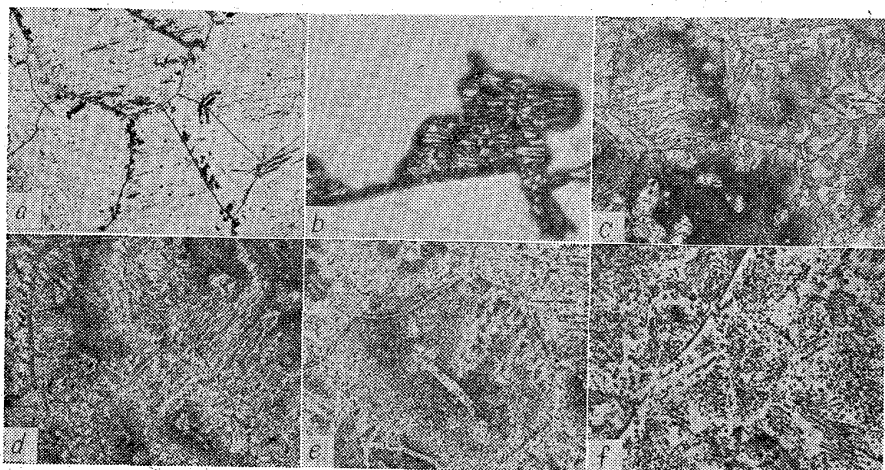


Fig. 4. Hardness change due to ageing at 800°C of the 25% Cr austenitic steel solution-treated or/and 30% cold-rolled.

である。0.05N 鋼の加工試料は 800°C-3 h ですでに Hv 170 に低下し軟化速度がいちじるしく早いのにに対し高 N の 2 鋼種は最初の 1 h の軟化はかなり大きい、その後の軟化は緩慢で、とくに 0.54N 鋼は 100 h 程度までやや軟化の遅滞がみられる。

Photo. 2 に 0.54N 鋼溶体化試料の 800°C 時効組織の主なものを示す。(a) の 1 h 時効ですでに widmanstätten 状の微細な粒内全面の析出と、粒界近傍の



(a) Aged for 1h $\times 100$ (b) Aged for 1h $\times 1000$ (c) Aged for 10h $\times 100$
 (d) Aged for 100h $\times 100$ (e) Aged for 1000h $\times 100$ (f) Aged for 1000h $\times 400$
 Photo. 2. Microstructures of the steel 0.54N aged at 800°C after the solution-treatment.

Etched electrolytically with 10% oxalic acid. (1/2)

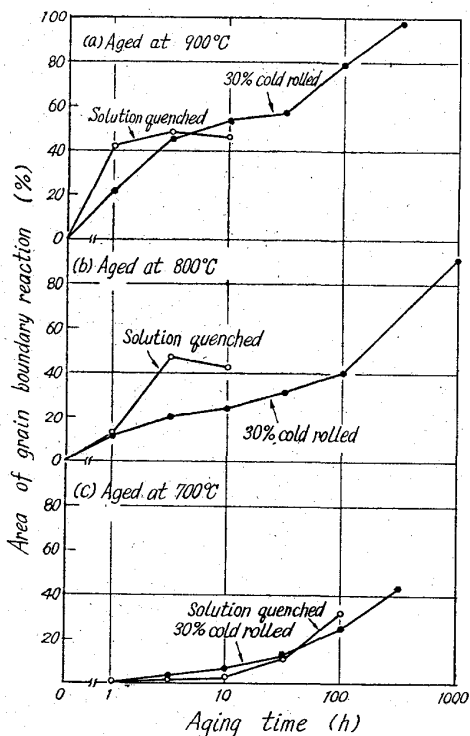


Fig. 5. Progress of grain boundary reaction during high-temperature ageing of the 25% Cr austenitic steels solution-treated or/and 30% cold-rolled.

塊状析出とが認められる。後者の塊状析出はこれを拡大してみると (b) に明らかなように層状をなしており、筆者らがさきに報告した¹⁾²⁾と同様のいわゆる grain boundary reaction³⁾ (以下粒界反応とよぶ) によるものとみることができる。このような析出部分は時効時間とともに次第にその面積を増加するが、それと同時に素地中の widmanstätten 状の析出も次第に顕著となる。

しかし時効初期の硬度増加は主としてこのような析出現象に基因すると考えられる。粒界反応析出部の面積が時効時間とともに増加する速度は Fig. 5 (a)~(c) にみるように時効温度の高いほど急速であるが、溶体化試料ではそれが組織の全部をおおうまで進行するわけではなく、800°C でもまた 900°C でも 3~10h の時効で粒界反応部の面積は組織の 40~50% をしめ、さらに長時間時効してもその面積はもはや増加せず、100h 以上も時効すると widmanstätten 状析出部と粒界反応部との境界が次第に消失し、つい

には Photo. 2 (f) にみるように析出部が粒状化して両者の区別は判然としなくなる。これらの傾向は高窒素の 18Cr-7Ni 鋼²⁾ について報告したところと同様である。

一方、同じ 0.54N 鋼を 30% 冷間圧延後 800°C にて時効すると、Photo. 3 (a)~(e) にみるように時効初期からオーステナイト粒内全面に微細な析出が起り、ついで粒界より新しい再結晶粒らしい部分が現われてすでに析出した粒内の微細析出物を吸収しつつ次第に成長し、かつこの再結晶粒内の析出物は前述の粒界反応部の層状析出物が切れ切れに凝集したかのような析出形態を示している。硬度もこの再結晶粒の成長とともに次第に低下する。これらの組織変化から、この初期の全面析出がさきに述べた溶体化試料の時効における widmanstätten 状の析出と同様のものであり、また再結晶粒のような部分はさきの粒界反応の部分に対応するものように考えられる。すなわちこの種の高 N 鋼においては、高温時効によって widmanstätten 状の全面析出が進行すると同時に粒界に沿って歪みの少ない再結晶粒が核発生し、この再結晶粒がその内部に析出物を吐き出しながら自らは全面析出部の析出物を蚕食吸収しつつ次第に成長して行くものようである。しかし溶体化試料の場合と違う点は、この粒界反応部が途中で停止することなく、Photo. 3 (e) および Fig. 5 (a), (b) から明らかなように、時効時間の延長とともについには組織のほとんど全面をおおうに至ることである。これらの組織にみられる析出物は 0.54N 鋼の化学組成から考えて Cr 窒化物、おそらくは Cr₂N であろうと思われるが、その析出様式の変化より遷移化合物から安定化合物へというような窒化物反応も考えられる。いずれにしてもこのような析出現象はその原因、機構は明らかで

はないが興味ある問題といえよう。

なお、8Co-0.65N 鋼の高温時効においても、上述の 0.54N 鋼と類似の組織変化が見出され、8%の Ni を同量の Co でおきかえても高温時効による窒化物の析出現象は 0.54N 鋼と本質的に変わらないものと考えられる。

4. 常温の機械的性質

各鋼溶体化試料の常温引張試験結果を硬度とともに鋼の N 含有量に対し図示すれば Fig. 6 のようになる。

図中 0.05N 鋼と 0.54N 鋼の数値を便宜上直線で結び、この直線の勾配から N 0.1% の増加にともなう抗張力および耐力 (0.2% 永久歪) の増加量を求めると、それぞれ 6.5 kg/mm² および 4.5 kg/mm² となる。これらの値は 316L 型鋼における N 0.1% 当り抗張力 6.95 kg/mm²、耐力 5.55 kg/mm² の増加にくらべて、その増加量は若干少ないがほぼ近い値であることがわかる。このように抗張力、耐力ともに硬度と同様 N 含有量が増すにつれていちじるしく増加するが、8Co-0.65N 鋼の各数値も上記直線の延長上付近にあり、Ni の一部を同量の Co で

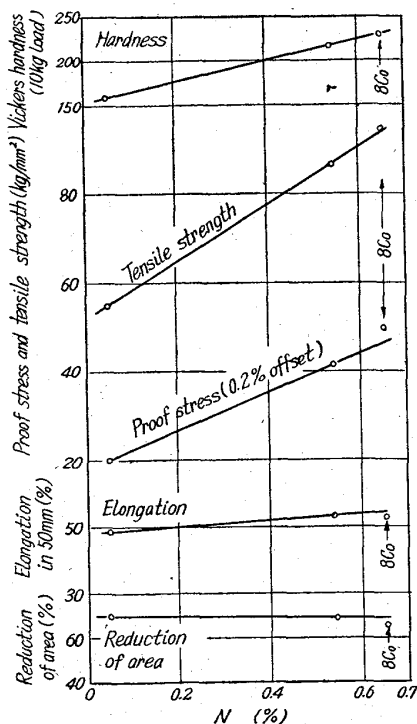


Fig. 6. Effect of nitrogen on room-temperature tensile properties of the solution-treated 25% Cr austenitic steels.

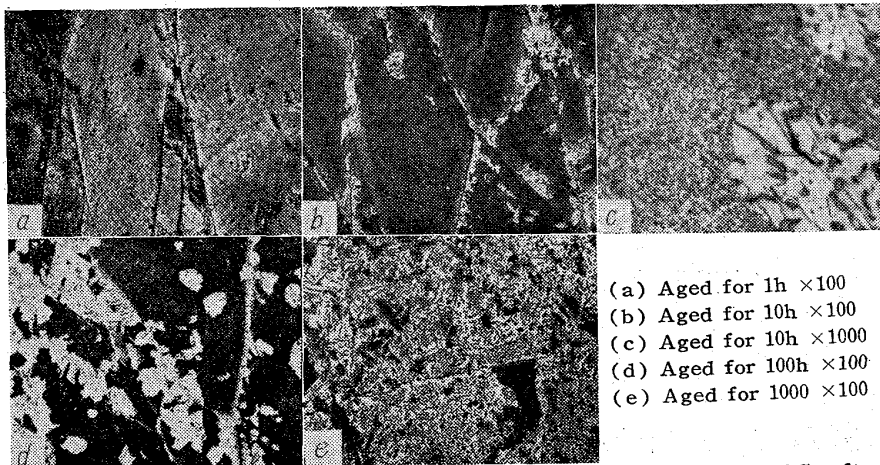


Photo. 3. Microstructures of the steel 0.54N aged at 800°C after solution-treated and then 30% cold-rolled. Etched electrolytically with 10% oxalic acid. (1/2)

おきかえても常温の機械的性質はほとんど変化せず、主として N 含有量によつて定まることがわかる。しかし伸びおよび絞りも N 含有量によつてほとんど減少しない点は注目すべきことで、その結果、高 N 鋼では抗張力 90 kg/mm² 前後、耐力 40 kg/mm² 以上、伸び絞りともに 50% 以上というすぐれた性質が得られている。

5. 高温の機械的性質

Fig. 7 は各鋼の溶体化試料の 700°C および 800°C での短時間引張試験結果である。700°C、800°C のいずれにおいても抗張力は常温の場合と同様に N% とともにいちじるしく増加するが、伸び絞りは N% の増加によつてかなり減少し、高 N 鋼では 10% 内外の低い値を示す。とくに 800°C では 700°C に比して抗張力のみならず伸

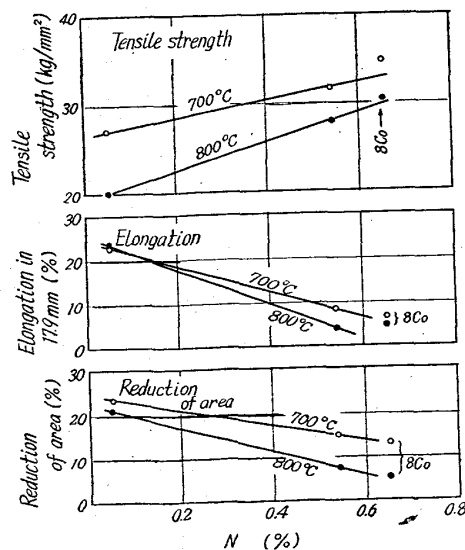


Fig. 7. Effect of nitrogen content on high-temperature tensile properties of the solution-treated 25% Cr austenitic steels.

び絞りもかなり低い。しかして 316L 型鋼⁷⁾に比較すれば抗張力, 伸び絞りのいずれも概して少ないが, これは主として 316L 型鋼が Mo を含んでいるためと考えられ, 次報⁸⁾に詳述するように, 本研究の 25%Cr-28%Ni 鋼においても Mo あるいは Nb を添加すれば高温での抗張力, 靱性およびクリープ特性などいずれも顕著に改善される。

引張クリープ破断試験は 700°C でのみ行なつた。Fig. 8 は各溶体化試料の応力と破断寿命との関係であつて, 図中の数字は破断伸び (%) を示す。0.05N 鋼にくらべて N% の多い 0.54N および 8Co-0.65N 鋼はややすぐれているという程度とみられるが, この図から各鋼の 700°C 100h および 1000h 破断応力を求めると Table 3 のようになり, 0.54N 鋼の 1000h 破断応力は 0.05N 鋼に比して 1 kg/mm² 増加するけれどもその値は多くても 6.9 kg/mm² に過ぎず, また 8Co-0.65N 鋼では 0.05N 鋼と同程度の強度しか示していない。316L 型鋼⁷⁾では, 0.33% の N の添加で 700°C 1000h 破断応力が 8.5 kg/mm² から 16.7 kg/mm² へ約 8 kg/mm² も増加することを報告したが, これは Mo と N との共存が抗クリープ性のいちじるしい改善をもたらしたものと考えられ, 本鋼種のように Cr, Ni の濃度がともに高くとも単純な Fe-Cr-Ni 系のみでは N の効果は僅少のようである。事実次報⁸⁾に述べるように本鋼種に Mo あるいは Nb と N とを共存せしめると抗クリープ性は格段に向上する。

さて, 本研究の 25% Cr 耐熱鋼の抗クリープ性を改

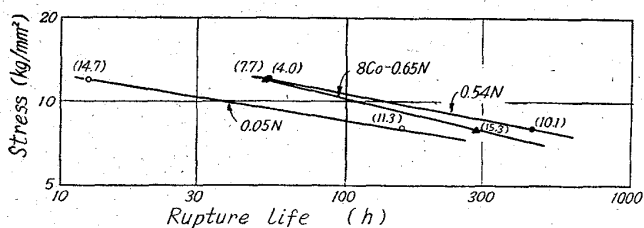


Fig. 8. Stress vs. rupture-life curves at 700°C of the solution-treated 25% Cr austenitic steels. (Values shown on curves denote per cent elongation to fracture)

Table 3. Tensile creep-rupture stress of the 25% Cr austenitic steels at 700°C.

Mark	Rupture stress, kg/mm ²	
	100 h	1000 h
0.05N	8.6	5.9
0.54N	10.7	6.9
8Co-0.65N	10.3	5.9

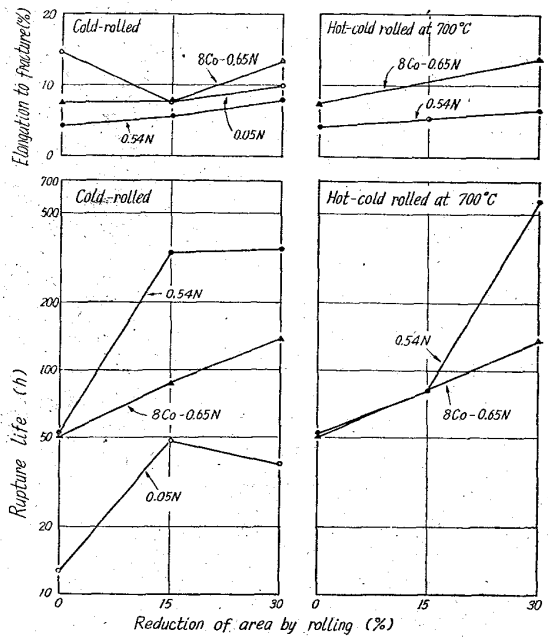


Fig. 9. Effect of cold-rolling or hot-cold-rolling on tensile creep-rupture properties of the solution-treated 25% Cr austenitic steels. Testing temperature: 700°C, tensile stress: 12 kg/mm².

善するために, 塑性加工および高温時効処理の影響について若干の検討を試みた。まず, 冷間加工と熱冷加工の影響をしらべるために, 常温および 700°C で 15% および 30% の圧延加工をほどこし, 700°C, 12 kg/mm² の応力でクリープ破断試験を行なつた。その際の破断寿命と伸びとを圧延率に対して Fig. 9 に図示した。図にみるように, N 濃度の高い鋼は冷間加工および

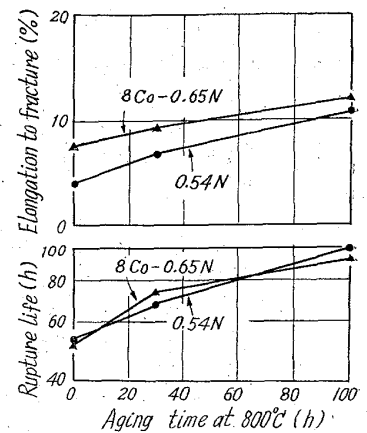


Fig. 10. Effect of ageing treatment at 800°C on creep-rupture properties of the solution-treated 25% Cr austenitic steels. Testing temperature: 700°C, tensile stress: 12 kg/mm².

700°C での熱冷加工によって破断寿命および破断伸びはともに増加し, とくに 0.54N 鋼の破断寿命はいちじるしく長くなるのがわかる。一方, 高 N の 2 鋼種を溶体化後 800°C で時効すると, Fig. 10 にみるように 700°C 12 kg/mm² での破断時間および破断伸びはともに 800°C での時効時間が長くなるにつれて明らかに増加するのが認められる。これらの結果から高 N の 0.54N 鋼

および 8Co-0.65N 鋼は塑性加工または高温時効処理によつてその抗クリープ性のある程度改善し得ることを知つたが、その改善の程度はあまり大きいとはいえず、むしろ次報以後に述べる Mo, Nb その他の合金元素の添加によつて抗クリープ性のより大きな改善をはかるべきであると考えられる。

IV. 総 括

高圧窒素中溶解法によつて溶製した3種類の 25%Cr-28%Ni オーステナイト耐熱鋼について、熱処理による組織変化ならびに常温および高温の機械的性質におよぼすNおよびCoの影響をしらべた。その結果を要約すると、

(1) N 0.05% の低 N 濃度の鋼種の溶体化処理は 1100°C でも十分であるが、0.6% 前後の N を含む鋼種では 1250°C 1h の加熱を必要とする。

(2) 冷間加工試料の焼戻硬度変化から再結晶温度を求めたが、25%Cr-28%Ni の基本組成で 0.5% の N を増加すると再結晶温度は約 100°C 上昇するのに対し、高N鋼の Ni の一部を同量の Co で置換すると再結晶温度はかえつて低下する。

(3) 0.05N 鋼の溶体化試料を高温に加熱しても特別な組織変化は認められないが、高Nの2鋼種はともに 600°C 以上で Cr₂N とと思われる析出物が比較的速やかに生成して少しく硬化する。

(4) この窒化物の析出は 800°C 時効の場合 widmanstätten 状の全面析出と粒界反応による特徴的な層状析出との2様の析出様式が同時に進行するが、溶体化試料の高温時効では粒界反応部が時効時間とともに全面析出部を蚕食して組織の 40~50% を占めるまで成長して停止するのに対し、冷間加工試料では粒界反応部があたかも再結晶粒のように全面析出部を速やかに蚕食して組織のほとんど全面をおおうまで成長する。

(5) 常温の耐力および抗張力は N% の増加によつて顕著に改善され、しかも伸び絞りはほとんど減少しない。高N鋼中の Ni の一部を Co で置換してもこれらの引張性質にはあまり影響しないようである。

(6) 高温短時間引張試験結果では、700°C, 800°C のいずれの試験温度でも、抗張力は N% の増加によつていちじるしく増加するが、伸び絞りの減少も大きい。

(7) 700°C, 1000h のクリープ破断応力は 0.05N 鋼で 5.9kg/mm², 0.54N 鋼ではこれより約 1kg/mm² 増加する。これらの値は高 N 316L 型鋼に比してかなり劣るものであるが、Nとともに Mo あるいは Nb を添加すれば 316L 型鋼よりはるかにすぐれた抗クリープ性を与え得ることが期待される。

(8) 高 N 2 鋼種に冷間加工または熱冷加工を施すか、あるいは 800°C で 30h または 100h の時効処理を行なえばクリープ破断寿命、破断伸びともにある程度改善される。

終わりに、原料 Cr について御援助頂いた株式会社鉄興社、ならびに鋼塊の鍛錬および化学分析について御援助頂いた日本冶金工業株式会社の御厚意に深甚の謝意を表します。また常温および高温の引張試験についてお世話頂いた本学工業材料研究所の小磯晴通技官に厚くお礼申し上げます。

文 献

- 1) 岡本, 田中, 藤本, 内藤: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 123
M. OKAMOTO, et. alii: Tetsu-to-Hagané, Overseas, 2 (1962), p. 25
- 2) 岡本, 田中, 藤本: 鉄と鋼, 49 (1963) 11, p. 1694
- 3) CHI-MEI HSIAO, E. J. DULIS: Trans. Amer. Soc. Metals, 49 (1957), p. 655; 52 (1960), p. 855
- 4) 岡本, 田中, 藤本: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 613