

Table 3. Rupture strength and ageing hardness of specimens.

Steel No.	Ageing hardness after 1000 h (H _v)					Rupture strength (kg/mm ²)			
						650°C		700°C	
	650°C	700°C	750°C	800°C	850°C	100 h	1000 h	100 h	1000 h
S 81	—	—	—	—	—	65.0	57.0	51.0	38.0
S 82	—	—	—	—	—	61.0	51.0	43.0	31.0
S 83	418	393	329	253	223	65.0	49.0	46.0	36.0
S 84	447	395	335	274	244	54.0	38.5	41.0	27.5
S 85	448	411	351	299	230	58.0	47.0	48.0	32.0

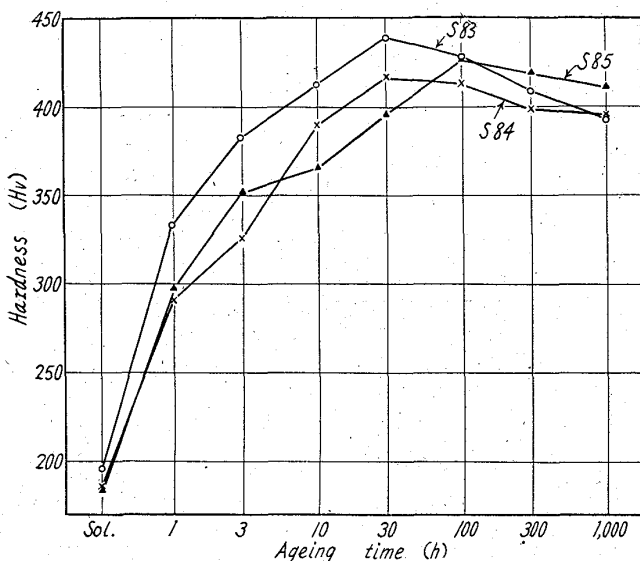


Fig. 2. Ageing hardness at 700°C.

°C の温度範囲では長時間側のクリープ破断強度の向上には有効である。

Nb および Al を添加したものは 700°C では Mo 3% 添加した S 83 に比べ傾斜が急で高温長時間側ではあまりクリープ破断強度の向上には貢献しない。特に Nb を添加した S 84 は V 57 程度のクリープ破断強度しか得られない。これは Ti がやや高い上に Nb が添加されたためにオーステナイト地がやや不安定になるためと考えられる。

Table 3 に 650°C および 700°C における 100 h, 1000 h のクリープ破断強度および 650~850°C における 1000 h の時効硬度を示す。

2) 時効硬度

つぎのような熱処理を行ない、時効硬化の現象を調べた。

1150°C × 1 h → O. Q.
 650°C }
 700°C } × 1, 3, 10, 30, 100, 300, 1000 h → A. C.
 750°C }
 800°C }
 850°C }

700°C で時効した代表的な時効硬度曲線を Fig. 2 に示す。100 h 以下では Mo を 3% 添加した S 83 が最高硬度を示すが 100 h 以上では Al を添加した S 85 の方が時効硬度は高くなり、100 h で最高硬度を示し、Mo

および Nb を添加したものより長時間側へ移動している。

またこれら 3 鋼種の硬度差は 30 h まではピッカース硬度で 50 程度の差があるが 100 h 以上ではその差も 20 程度に減少している。

IV. 結 言

以上の実験結果を要約するとつぎのごとくになる。

1) S 81 および S 82 を比較すると、Mo を 3% 添加してオーステナイト地を強化するのも有効であるが金属間化合物を生成する Ti 量を多くして Ni₃Ti による時効硬化をねらった方がクリープ破断強度の向上にはより有効である。

2) Mo を 3% 添加したもので、Al および Nb をそれぞれ添加したものを比較すると Mo 3% 添加したものが長時間クリープ破断強度の向上には有効で、Nb および Al を添加したものはあまり貢献しない。特に Nb を添加したもののクリープ破断強度は低い。

3) Mo, Nb および Al を添加したものの時効硬度は 30 h まではピッカース硬度で 50 程度の差であるが 100 h 以上では 20 程度に減少している。

4) 各試料とも 650°C 1000 h では過時効にならないが 700°C 以上では過時効になる。特に 850°C, 1 h ではピッカース硬度で 280~290 程度しか硬化せず、もはや過時効の現象を表わしている。

669, 14, 018, 44 : 669, 15, 24, 26 - 194, 56
 (165) 高窒素 25% Cr-28% Ni および 25% Cr-20% Ni-8% Co 耐熱鋼に 25, 539, 434

ついで 62345
 (高窒素 25% Cr オーステナイト耐熱鋼に関する研究—I) 1509~1511

東京工業大学

工博 岡本正三・工博 田中良平・○藤本六郎
 On 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)

Dr. Masazō OKAMOTO, Dr. Ryōhei TANAKA and Rokurō FUJIMOTO.

I. 緒 言

筆者らは数年来、高圧窒素中溶解法を利用して、高窒

Table 1. Chemical composition of the steels melted.

Marks	Melting conditions		Chemical composition (%)						
	Pressure	Holding time mn	C	Si	Mn	Ni	Cr	Co	Total N
28Ni-0.05N	0.8	3	0.005	0.21	1.42	27.37	24.25	0.47	0.050
28Ni-0.54N	10	30	0.02	0.20	1.41	27.70	24.43	0.17	0.540
20Ni-8Co-0.65N	10	30	0.02	0.18	1.39	20.44	23.75	7.80	0.652

素オーステナイト系耐熱鋼の開発に関する研究を行なってきたが、本報告はその一連の研究の一部として行なつたもので、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、並びにこの高窒素鋼の 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 鋼の計 3 種の試料について、熱処理による組織変化、再結晶およびクリープ特性などを研究した。

II. 試料

Table 1 に各試料の化学組成を示す。これらは表中に併記した溶製条件により、すべて窒素雰囲気中で 1 チャージ 5 kg ずつ溶解铸造したものでいずれも収縮管を有する健全鋼塊を得た。各鋼塊は約 65mm 角より 13 mm φ の丸棒に鍛伸し(鍛錬比 32)、さらに 1000°C で 7mm 厚の板材に熱間圧延して以下の実験に供した。

III. 実験結果

1. 溶体化試料の高温加熱による組織と硬さの変化

各鋼を 1200°C ~ 1300°C の各温度にそれぞれ 1 h 加熱水冷の溶体化処理を行なつたところ N 濃度の高い鋼は 1200°C でも若干窒化物が残存し、1250°C に至つてようやくほぼオーステナイト一相となるので、28Ni-0.54N と 20Ni-8Co-0.65N の溶体化処理はすべて 1250°C-1 h 加熱水冷に一定した。このときの結晶粒度は 28Ni-0.54N で 3, 20Ni-8Co-0.65N で 4 である。28Ni-0.05N もこの程度の結晶粒度にするため、これの溶体化処理は 1200°C-1 h とし、このときの結晶粒度は 3 である。これらの鋼の溶体化状態のものと、溶体化処理後 30% の冷間圧延をほどこしたのものについて、200°C ~ 1100°C の各温度に段階的に 1 h ずつ加熱水冷の焼戻しを行つて硬さと組織の変化をしらべた。Fig. 1 は硬度測定の結果を示したもので 28Ni-0.05N 溶体化試料は焼戻しによつてほとんど硬度変化はみられない。28Ni-0.54N および 20Ni-8Co-0.65N の溶体化試料はいずれも 700°C 附近から徐々に硬化しはじめ 1000°C 附近で最高硬度に達し 1100°C でもほとんど軟化しないが、この間の硬化量は Hv 25~30 程度である。各鋼を溶体化後 30% の冷間圧延をほどこすと N 濃度の高いものは顕著な加工硬化性を示す。これらを焼戻すと 28Ni-0.05N は 550°C より軟化しはじめ 850°C 附近で溶体化状態とほぼ同程度の硬度になる。28Ni-0.54N および 20Ni-8Co-0.65N は約 700°C より軟化しはじめ、1100°C に至つても溶体化にまで低下せず N を含有することによつて焼戻軟化抵抗性のかかなり増加することがわかる。しかし 20Ni-8Co-0.65N と 28Ni-0.54N との間には大きな差がなく Co の影響は明らかでない。つぎにこれら各鋼の溶体化

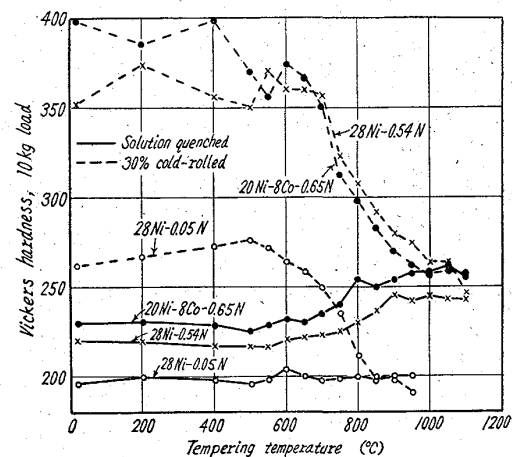


Fig. 1. Hardness changes of 25Cr-28Ni and 25Cr-20Ni-8Co steels due to tempering for 1 h at each temperature.

試料とこれをさらに 30% 冷間圧延したものについて 700°C, 800°C および 900°C の各温度で 1000 h まで時効して組織および硬度変化をしらべた。28Ni-0.05N は溶体化後、上記各温度に 1000 h まで加熱してもほとんど析出物は現われない。28Ni-0.54N および 20Ni-8Co-0.67N は 700°C ~ 900°C のいずれの温度でも Cr 窒化物と思われる析出物がいわゆる grain boundary reaction による層状組織を呈し、例えば 28Ni-0.54N 鋼では 800°C-3 h でこの層状組織が組織のほぼ 50% の面積を占め、さらに長時間時効しても層状面積はもはや増加せず、かつその中の析出物は次第に粒状化し同時に層状析出部以外の部分には general precipitation が起ることを認めた。一方、冷間圧延試料を 800°C にて時効すると 28Ni-0.05N は 800°C 1 h 時効ですでに約 70% が再結晶し、1000 h まで時効してもそれほど結晶粒の粗大化はみられない。28Ni-0.54N は時効初期から粒内全面に微細な粒状析出が起り、ついで結晶粒界より新しい再結晶粒が生成してすでに析出した粒内の細かい析出物を吸収しつつ徐々に成長してゆき、かつこの再結晶粒内の析出物は層状を帯びている。硬度もこの再結晶粒が成長するにしたがつて徐々に下がっている。

2. 高温クリープ破断特性

各鋼の溶体化試料について 700°C で 8 kg/mm² および 12 kg/mm² の応力下でクリープ破断特性を求めた。Fig. 2 はこれらの応力と破断寿命との関係を示したもので図中の数字は破断伸びを示す。図から明らかなように N 濃度の高い 28Ni-0.54N 鋼は 28Ni-0.05N 鋼よりもかなり高温強度の高いことがわかる。また 20Ni-8Co-0.65N 鋼は 28Ni-0.54N 鋼に比して破断寿命は若干短

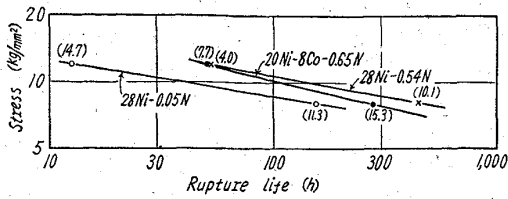


Fig. 2. Stress-rupture curves of 25Cr-28Ni and 25Cr-20Ni-8Co steel as solution-quenched. Tested at 700°C.

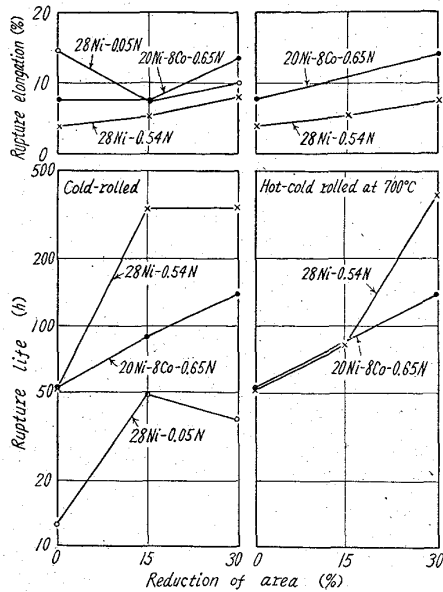


Fig. 3. Effect of cold working or hot-cold-working on high-temperature creep rupture properties of 25Cr-28Ni and 25Cr-20Ni-8Co steels. Tested at 700°C under tensile stress of 12 kg/mm².

かくなるが破断伸びが少しく大きい。つぎにN濃度の高い 28Ni-0.54N および 20Ni-8Co-0.65N について熱処理の影響を調べるために 800°C で 30h および 100h 時効したもののクリープ破断特性を調べたところ、破断寿命、破断伸びともに溶体化状態にくらべて大きな差は認められなかった。さらにこれらの試料のクリープ特性におよぼす冷間加工と熱冷加工の影響を調べるために、常温および 700°C で 15% および 30% の圧延加工をほどこし、これらのクリープ破断特性を圧延率に対して図示したものが Fig. 3 である。N濃度の高い鋼は冷間加工および 700°C での熱冷加工によつて破断寿命および破断伸びはともに増加し、とくに 28Ni-0.54N の破断寿命はいちじるしく長くなる。これらの加工によつてクリープ特性の改良されることはクリープ中の組織変化に密接に関係するものと思われる。すなわち溶体化状態のものではクリープ中に粒界から析出物が層状に発達し、これがクリープ破断特性の低下をもたらすものと考えられる。しかし冷間加工や熱冷加工を施すと、すでにのべた如く粒内全面に微細な析出物が生じ、しかる後に再結晶粒が緩慢に成長するためにこれらの加工ひずみの解放がいちじるしく遅れ、クリープ破断特性がかなり

改良されるものと考えられる。

IV. 結 言

高圧窒素中溶解法により 0.05 および 0.54% の N を含む 25% Cr-28% Ni 鋼ならびに 0.67% N を含む 25% Cr-20Ni-8Co 鋼を溶製し、これらの組織および耐熱性を調べて、N および Co の影響を明らかにした。

その結果Nは再結晶温度をいちじるしく高め、また冷間加工や熱冷加工によるクリープ破断特性の改善が顕著となる。このことはこれらの塑性加工によつて層状析出が妨げられてオーステナイト粒内全面に微細な析出を生じ、しかる後に再結晶粒が緩慢に成長するために、加工ひずみの解放がいちじるしく遅れるためと考えられる。

またN濃度の高い鋼での Co の影響を検討したがクリープ破断伸びの増大をもたらす以外にはとくに大きな影響はみられなかった。

543,423,062,546,654,546,655
(166) 普通鋼中のランタン, セリウム: 669.14
の定量 62346

(鋼中希土類元素の分光分析法の研究—I)

神戸製鋼所中央研究所 工博 高尾 善一郎

1511~1513

川口武彦・工藤康雄・松村哲夫

Determination of La and Ce in Plain Carbon Steel.

(Spectrographic analysis of rare earth elements in steel—I)

Dr. Zenichiro TAKAO, Takehiko KAWAGUCHI, Yasuo KUDO and Tetsuo MATSUMURA.

I. 緒 言

希土類元素の鋼におよぼす効果については、それ自体の性質から考えて、かなり以前より重要視され種々検討が重ねられてきたが、決定的な結論を得ぬまま今日に至つた。当所においては現在この問題に対し広範な組織的研究がなされており、その一環として迅速性を目的とした希土類元素の分光分析法を研究した。

本実験では普通鋼中のランタンおよびセリウムを対象とし、試料は酸化物の形で黒鉛粉末と混ぜ黒鉛電極に詰めて断続弧光で励起した。0.025~0.5% La, 0.03~0.6% Ce につき 5% 以上の精度で分析することができた。

以下にその実験概要を報告する。

II. 使用装置

1. 分光器: 3.4M エバート型回折格子分光写真器 (島津 GE-340 型) 格子定数-600/mm.
2. 励起源: 断続交流弧光発生装置 (島津万能発光装置)
3. 測光装置: 読取式測微光度計 (島津).
4. 写真装置: JACO 製 photoprocessing unit.

III. 実 験

1. 標準試料の調製

標準試料は、ランタン、セリウムおよび基体の標準原液をそれぞれ調製しこれを適当に混合し Table 1 に示