

Fig. 2. X-ray scanning diagram of electrolytic residues isolated from NA-22 H. (target Co, filter Fe).

破断強さはインコネルよりも大きく、破断時間において 10 倍以上であると考えられる。

3) クリープ破断試験前後の NA-22 H のマイクロ組織

Photo. 1 に 6%W (基準) および 8% W, NA-22 H のクリープ破断試験 (1200°C, 1kg/mm²) 前後のマイクロ組織を示す。なお試験後のマイクロ組織は共に破断部近くのものである。

Photo. 1 に見られる析出相を決定するために、基準成分の NA-22 H について濃塩酸、エチルアルコール (9:1) 液で電解分離 (0.06A, 48h) して得られた残渣を X 線で回折した。その際に得られた回折図は Fig. 2 に示す通りで、析出相は格子定数 $a=10.7\text{Å}$ 程度の M₆C と見られる。

Photo. 1 で明らかなように M₆C は W の増加によって、大きくかつ多量となる。C 量によるマイクロ組織の変化も W の場合と略同様な傾向を示した。いずれの場合も、試験前に見られる小さく分散した相 (Photo. 1, before test) は、クリープ破断試験中に凝集して極めて少なくなるかほとんど認められなくなっている。(Photo. 1, after test)

この M₆C の組成、形状、量ならびに基質への溶解度などは NA-22 H におけるクリープ破断強さに大きな影響をおよぼしているものと推察される。

V. 結 言

1) 短時間の 1200°C における NA-22 H のクリープ破断試験結果によれば、C は 0.4% 付近で破断強さを最大にし、W は 4% まで破断強さを上昇させるが、4% 以上になるとその上昇度は非常に小となる。Si の影響は可成り大きく 0.8~1.5% で破断強さは最大となる。Ni は 48% より増しても減しても破断強さを低下する。

2) 1200°C における NA-22 H のクリープ破断強さはインコネルより大で、破断時間において 10 倍以上と考えられる。

3) NA-22 H のマイクロ組織で観察される析出相は、

M₆C と見られ、この相の析出状態は NA-22 H におけるクリープ破断強さに大きな影響をおよぼしているものと思われる。

M₆C は 1200°C においてクリープ破断試験中に凝集する傾向を示す。

669.14.018.44:669.15'24'26'786-194.8
:539.434:669.28:669.293

(173) 高窒素 25% Cr-28% Ni 耐熱鋼の性質におよぼす Mo および Cb の影響

63173
(高窒素 25% Cr オーステナイト耐熱鋼に関する研究—II)

東京工業大学

613~615
工博 岡本 正三・工博○田中 良平
八幡溶接棒研究所 藤本 六郎

Effect of Molybdenum and Columbium on Properties of High-Nitrogen 25% Cr-28%Ni Heat-Resisting Steels.

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

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

I. 結 言

第 1 報において報告したように 25% Cr-28% Ni 耐熱鋼に約 0.5% の N を添加すると再結晶温度がいちじるしく高められ抗クリープ性もかなり改善される。しかしこの合金は溶体化後の 700°C 時効でも容易に窒化物の層状析出を生じ、かつこの層状析出物の凝集粗大化も早く組織的に不安定で抗クリープ性もなお不十分であった。本報ではこの高窒素耐熱鋼に再結晶温度を高める Mo, 再結晶温度を高めかつ N との親和力の強い Cb をそれぞれ 2% ずつ単独に添加したものおよび 1% Mo と

1% Cb とを複合添加したものの計3種類の鋼について熱処理による組織変化、再結晶および引張クリープ破断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3鋼種とも表中に併記した溶製条件によりすべて10気圧の窒素雰囲気中で1チャージ5kgずつ溶解鑄造したもので、いずれも収縮管を有する健全鋼塊を得た。Cb配合量の増加とともに insoluble N はいちじるしく増加し、total N もまたかなり増加している。各鋼塊は約65mm角より13mmφの丸棒に鍛伸し、さらに1000°Cで6mm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. 組織と硬さ

まず、適当な溶体化処理温度を求めるために各鋼の熱間圧延材を1200°C~1300°Cの各温度にそれぞれ1h加熱水冷して硬度測定および検鏡を行なった。Photo. 1 にみるように2Mo-0.41N鋼は1200°C加熱ですでに析出物はほとんど固溶し、十分に溶体化されているが1Mo1Cb-0.59N鋼および2Cb-0.63N鋼はCbの窒化物とみられる析出物がかなり残存し、またオーステナイト粒が非常に微細である。溶体化温度をさらに高めると1Mo1Cb-0.59N鋼は1250°Cで、また2Cb-0.63N鋼は1300°Cで結晶粒の異常な成長がみられ、混粒組織を呈して硬さもHv30程度低下する。このような混粒組織を避けるため以後の実験においては溶体化処理をすべて1200°C-1h加熱水冷に一定した。

各鋼の1200°C溶体化試料およびこれに30%の冷間圧延をほどこしたものとについて、200°C~1100°Cの各温度に段階的に1hずつ加熱水冷の焼戻しを行なって硬度の変化をしらべた結果をFig. 1に示す。2Mo-0.41N鋼の溶体化試料は950°C以上の焼戻でわずかに硬化し始め1050°Cで最高硬度に達するが、硬化量はHv20程度である。また1Mo1Cb-0.59N鋼および

2Cb-0.63N鋼の溶体化試料はすべての温度範囲にわたってほとんど硬度変化がみられない。溶体化後30%の冷間圧延をほどこすと、各鋼とも顕著な加工硬化を示す。これらを焼戻すと2Mo-0.41N鋼は500°Cまで、また1Mo1Cb-0.59N鋼および2Cb-0.63N鋼は700°C付近まで顕著な、歪時効硬化をみるが、各鋼とも750°C付近から軟化し始める。しかして2Mo-0.41N鋼は他の2鋼種に比して軟化がゆるやかで1100°Cに加熱しても溶体化状態の硬度にまでは低下せず、前報で報告した25Cr-28Ni-0.54N鋼に比して明らかにMoの添加はいちじるしく焼戻軟化抵抗性を増すことが明ら

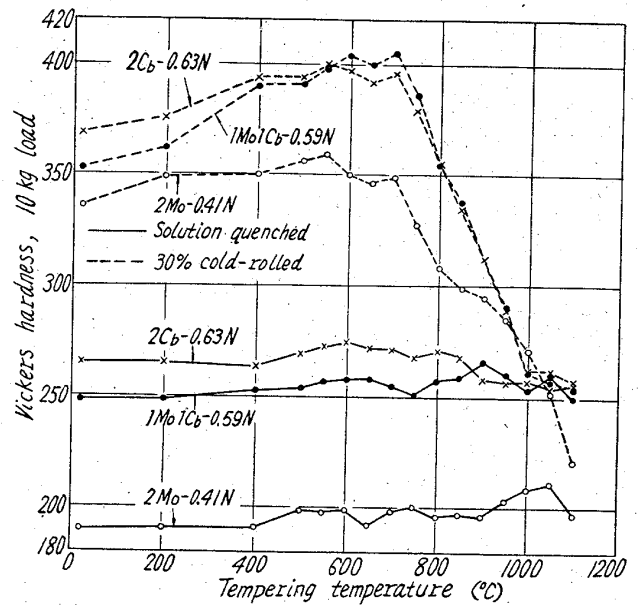
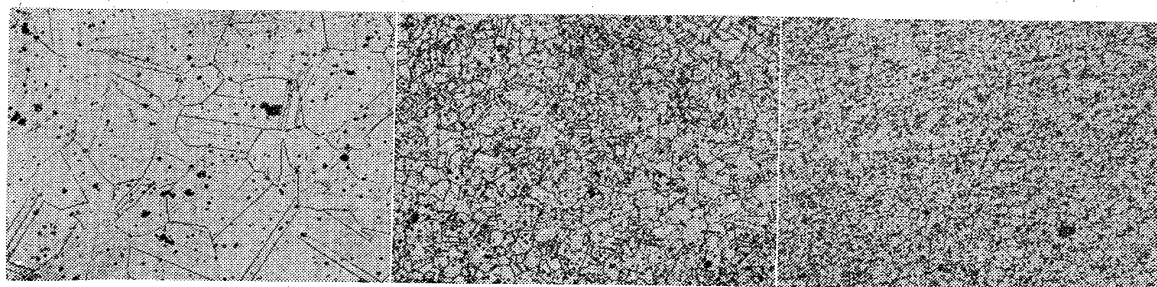


Fig. 1. Hardness change of 2Mo-0.41N, 1Mo1Cb-0.59N and 2Cb-0.63N due to tempering for 1h at each temperature.

Table 1. Chemical composition of the steels melted.

Marks	Melting conditions		Chemical composition (%)									
	N ₂ pressure atm	Holding time mn	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cb	Sol. N	Insol. N	Total N
2Mo-0.41N	10	30	0.005	0.16	1.25	27.81	23.11	1.90	tr	0.403	0.007	0.410
1Mo1Cb-0.59N	10	30	0.005	0.12	1.39	28.43	24.10	1.03	0.79	0.505	0.089	0.594
2Cb-0.63N	10	30	0.004	0.15	1.41	27.69	24.95	0.09	1.84	0.444	0.184	0.628



a) 2Mo-0.41N b) 1Mo1Cb-0.59N c) 2Cb-0.63N

Photo. 1. Microstructures of 2Mo-0.41N, 1Mo1Cb-0.59N and 2Cb-0.63N, as solution-quenched from 1200°C. Etching solution: 1 HCl+1 alcohol. ×100 (2/3)



Photo. 2. Microstructure of 2 Mo-0.41 N aged at 900°C for 1 h after 1200°C solution-treatment. Etching solution: 1 HCl+1 alcohol. $\times 100$ (9/10)

かである。Cb を含む他の 2 鋼種の焼戻軟化が比較的早いのは溶体化状態においてすでにかなりの CbN が析出しており素地中の Cb および N の濃度が低いためと考えられる。つぎに溶体化試料および 30% 冷間圧延試料について 700°C, 800°C および 900°C に 1000h まで時効して組織および硬度変化を調べた。2 Mo-0.41 N 鋼溶体化試料は 700°C および 800°C に加熱すると窒化物が Widmannstätten 状の全面析出を示すが、900°C 加熱では Photo. 2 にみるように同様の全面析出が起る一方粒界反応による層状析出部が全面析出部を蚕食しながら成長し、10h 時効で全体の 30% 位を占めるにいたり、その後はさらに長時間時効してももはや粒界反応は進行しない。硬度は 700°C および 800°C 時効で Hv 30 程度の増加を示すが、900°C 時効ではほとんど変化はみられない。1 Mo 1 Cb-0.59 N 鋼および 2 Cb-0.63 N 鋼は上記各温度に時効しても粒界および粒内に方向性をもたない微粒状の窒化物の析出がみられる程度であつて、これは前述のように 1200°C-1h 溶体化で未固溶の CbN が残存しオーステナイト素地の N 量が 2 Mo-0.41 N 鋼に比してかなり少ないためと思われ、硬度も時効によつてほとんど変化しない。

冷間延圧試料を上記各温度で時効すると Mo の多いものほど軟化がいちじるしく遅れ、800°C-300h 時効で 2 Cb-0.63 N 鋼は再結晶粒がみられるのに対し 1 Mo 1 Cb-0.59 N 鋼および 2 Mo-0.41 N 鋼は依然として歪んだ結晶組織を留めている。

2. 高温クリーブ破断特性

各鋼の 1200°C-1h 溶体化試料および 800°C 時効試料について 700°C で引張クリーブ破断試験を実施した。溶体化試料は応力 20 kg/mm² では 3 鋼種とも 700h 程度で破断し、破断伸びは 2 Mo-0.41 N 鋼で 30% 程度、1 Mo 1 Cb-0.59 N 鋼および 2 Cb-0.63 N 鋼で 40% 程度のかなり大きな値を示した。700°C 1000h 破断強度はいずれも 17~19 kg/mm² となり、前報¹⁾で報告した 25 Cr-28 Ni-0.54 N 鋼の 6.9 kg/mm² に比較して、Mo および Cb の添加によりいちじるしい向上を示し、また破断伸びも非常に増加している。しかし 800°C 30h および 100h 時効試料は同じく 20 kg/mm² の応力下で各鋼種とも破断寿命が 300h 前後に減少し、また破

断伸びは 2 Mo-0.41 N 鋼 30h 時効で 18.3%, 100h 時効で 25.7%, 2 Cb-0.63 N 鋼 30h 時効で 23.3%, 100h 時効で 36.0% を示し、ともに 30h 時効の場合に伸びの減少がいちじるしい。

IV. 結 言

高圧窒素中溶解法により 0.41~0.63% N を含む高窒素 25% Cr-28% Ni 鋼を溶製し、その組織およびクリーブ破断特性におよぼす Mo および Cb 影響についてしらべた。

2 Mo-0.41 N 鋼は 1200°C 加熱で十分溶体化し、その後の高温時効で窒化物が粒界反応あるいは全面析出によつて現われ、顕著な組織変化を示すが、Cb を含む他の 2 鋼種は 1200°C 溶体化で CbN が残存し高温の時効による組織変化はあまり顕著ではない。しかしとくに Mo の添加は再結晶温度をかなり高め、また Mo, Cb とともにクリーブ破断特性をいちじるしく改善する 1200°C 溶体化後 800°C で時効処理を施すとクリーブ破断特性は溶体化試料に比較して劣化することを認めた。

文 献

- 1) 岡本, 田中, 藤本: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 1509

669.14.018.44:669.15'24'26-
194.56:539.434:669.26:669.24
(174) 15 Cr-25 Ni 系オーステナイト耐

熱鋼におよぼす Cr および Ni の影響

63/74

(オーステナイト系耐熱鋼の研究—VIII)

東京大学工学部 工博 藤田利夫
日立金属工業 ○笹倉利彦

Effect of Chromium and Nickel on 15%Cr-25%Ni Austenitic Heat-Resisting Steels.

(Studies on austenitic heat-resisting steels—VIII)

Dr. Toshio FUJITA and Toshihiko SASAKURA.

I. 結 言

第 7 報までの試料の C 調整は高炭素フェロクロームを使つていたが本報では低炭素で C 調整を行なつた。すなわち 15 Cr-25 Ni 系オーステナイト鋼に Mo 1.5%, W 1.5%, Ti 4%, B 0.05%, Zr 0.05% を添加したもので、さらにこれらの Ni 量を 35% 高くしたもので、Cr 量 10% に低くしたものおよび電解 Cr を使用したものについてクリーブ破断強度、時効硬度、顕微鏡組織などにどのような影響をおよぼすかについて調べた。

II. 試 料

試料は高周波真空溶解炉で 6 kg 溶製した。これを 20 mm の角棒に鍛造してクリーブ破断試験に供し、さらに 10 mm の角棒に鍛造して時効硬度および顕微鏡組織に使用した。試料の化学組成を Table 1 に示す。これらの試料の C 調整はいずれも低炭素 (C=4%) を用いた。

S91 は 15 Cr-25 Ni に W 1.5%, Mo 1.5%, Ti 4%, B 0.05%, Zr 0.05% を添加したものである。

S92 は S91 の Ni 量を 35% に高くしたもので、S93