

Table 3. Tempering hardness of specimens. Each specimens are quenched from 1150°C and tempered at each temperatures.

Steel No.	Tempering hardness (H_V , 20 kg)											
	550°C			600°C			650°C			700°C		
	100h	1000h	10000h	100h	1000h	10000h	100h	1000h	10000h	100h	1000h	10000h
S 1	399	358	330	325	305	292	320	305	271	313	277	220
S 2	382	339	325	337	325	312	336	326	275	319	280	207
S 3	383	346	330	329	326	294	326	312	281	301	286	210
S 5	343	323	299	329	310	274	310	287	231	285	249	201
S 6	346	312	292	329	312	258	315	285	214	287	260	192
S 7	359	321	302	327	312	289	311	295	236	288	246	205

Table 3 に示す。

可溶性 N 量の多い試料 S5~S7 は 650°C の 1000h から 10000h までの硬度低下がいちじるしい。しかし可溶性 N 量の少ない試料 S1 および S2 は硬度の低下が比較的少ない。また 550°C では可溶性 N 量によつて焼戻硬度はあまり変らないから、前述のごとくクリーブ破断強度も変らない。

本実験に使用した試料のうちで S5 および S6 以外は 1150°C から焼入したものはマルテンサイト組織のみで δ フェライトを含まないが、S5 および S6 は Cr が高くて C が低いため δ フェライトが 5~10% 程度含まれる。また N 含有量の多い試料で焼戻硬度がいちじるしく低下する温度範囲では焼戻中において炭化物の凝集が激しい。

IV. 結 言

12% Cr 耐熱鋼の長時間のクリーブ破断強度におよぼす最も大きな元素は N であるが、この N のうちで酸に可溶性の N が特に悪い影響をもっている。従つて 12% Cr 耐熱鋼を溶製する場合には低炭素フェロクロム中の N 量 (特に酸に可溶性のもの) に注意すると共に、できれば真空アーク溶解法、真空誘導溶解法などを採用してできるだけ N 量を低くする方法をとるべきである。このようにすればクリーブ破断強度のバラツキも少くなり、また長時間のクリーブ破断強度も良くなる。

文 献

- 1) 芥川, 藤田: 鉄と鋼, 43 (1957) 3, p. 320~322

669.14.018.85=669.157267786-194.562621.785.371.01
(160) 高窒素 25%Cr オーステナイト耐熱鋼の高温特性におよぼす溶体化温度の影響 63350.

(高窒素 25%Cr オーステナイト耐熱鋼に関する研究-III) 1565~1587

東京工業大学

工博 岡本正三・工博○田中良平・深海隆恒

Effect of Solution Temperature on High-Temperature Characteristics of 25%Cr Austenitic Heat-Resisting Steels.

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

Dr. Masazō OKAMOTO, Dr. Ryōhei TANAKA and Takatune FUKAMI.

I. 緒 言

前報¹⁾において、25% Cr-28% Ni 耐熱鋼を高圧窒素中溶解法により溶製して高濃度の窒素を含有せしめると、常温の機械的性質は著しく向上するが、高温クリーブ破断強度の増加はそれほど顕著でなく、N とともに Mo および Nb を添加してはじめてすぐれた抗クリーブ性が得られることを報告した。これはこの種の高窒素鋼が組織的に不安定であつて、高温時効により容易に窒化物を析出するのに対し、Mo および Nb を添加するとそれ自身が素地の強化に役立つのみならず、窒化物の析出を著しく遅滞せしめるためと考えられる。しかしながら溶体化温度の高低によつて窒化物の固溶残存などの状況も変わり、またオーステナイト結晶粒度も変化して高温時効中の組織変化、ひいては抗クリーブ性にも大きな影響があると考えられる。そこで本報では前報で使用した数

Table 1. Chemical composition of the steels used.

Mark	Meting condition		Chemical composition (%)							
	N ₂ pressure atm	Holding time mn	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Nb	Total N
0.05N	0.8	3	0.005	1.42	0.21	27.37	24.25	—	—	0.05
0.54N	10	30	0.02	1.41	0.20	27.70	24.43	—	—	0.540
2Mo-0.41N	10	30	0.005	1.25	0.16	27.81	23.11	1.90	tr	0.410
1Mo 1Nb-0.59N	10	30	0.005	1.39	0.12	28.43	24.10	1.03	0.79	0.594
2Nb-0.68N	10	30	0.004	1.41	0.15	27.69	24.95	0.09	1.84	0.675

種の 25%Cr 耐熱鋼の高温特性におよぼす溶体化温度の影響について研究した。

II. 試 料

試料の化学組成と溶製条件を Table 1 に示した。これらはいずれも前報の試料と同一のもので、溶製方法などの詳細は省略する。各試料とも 65mm 角の鋼塊を鍛伸した後 5mm 厚まで熱間圧延し、1100°C および 1300°C で各 1 h 保持水冷の溶体化処理を施し、700~900°C での時効にともなう組織と硬さの変化、並びに 700°C でのクリープ破断強度におよぼす溶体化温度の影響をしらべた。

III. 実 験 結 果

1. 溶体化組織

Table 2 は溶体化試料の硬さとオーステナイト粒度番号を示した。溶体化温度の上昇とともに各鋼とも顕著な結晶粒成長を示すが、N をほとんど含まない 0.05N では硬度変化が極めて少なく、また 2Mo-0.41N も 1100°C ですでに窒化物がほぼ固溶してしまうため 1300°C に上げてても硬度低下は僅少であるが、他の 3 鋼種は溶体化にくらべて 1300°C では多量の窒化物の固溶により硬度の低下、粒の粗大化が著しい。とくに Nb を含む 2 鋼種は 1300°C で Nb 窒化物の一部の固溶にともない混粒組織を呈するようになる。

2. 高温時効による組織と硬さの変化

0.05N 鋼は 700~900°C の各温度で 100h まで時効してもほとんど硬さ、組織の変化はみられず、安定なオーステナイト一相のみであるが、その他の鋼はいずれも高温時効によつて 1100°C 溶体化試料は僅かな軟化、また 1300°C 溶体化試料は逆にかなりの硬度増加を示す。Fig. 1 は 700°C 時効による硬度変化をまとめたもので、上述の硬度変化の傾向が明らかに認められる。しかして 1100°C 溶体化試料の時効による軟化は 700~900°C の範囲では時効温度によつてとくに遅速が認められないのに対し、1300°C 溶体化試料の時効硬化速度は時効温度の高いほど明らかに速くなる。

0.54N 鋼の時効組織をみるに、1300°C 溶体化試料では高温時効による窒化物の析出がすでに報告した粒界反応と全面析出りの二つの様式をとつて同時に進行するが、1100°C 溶体化試料では粒界反応は全く認められず、また全面析出もいわゆる Widmanstätten 状のような明らかな方向性は示さず、粒内に微細に分布して現われる。しかしてその析出量は至つて少なく、恐らくは 1100°C 溶体化試料の高温時効による析出の多くは残存窒化物の周囲においておこり、その成長肥大化をもたらすものと考えられる。

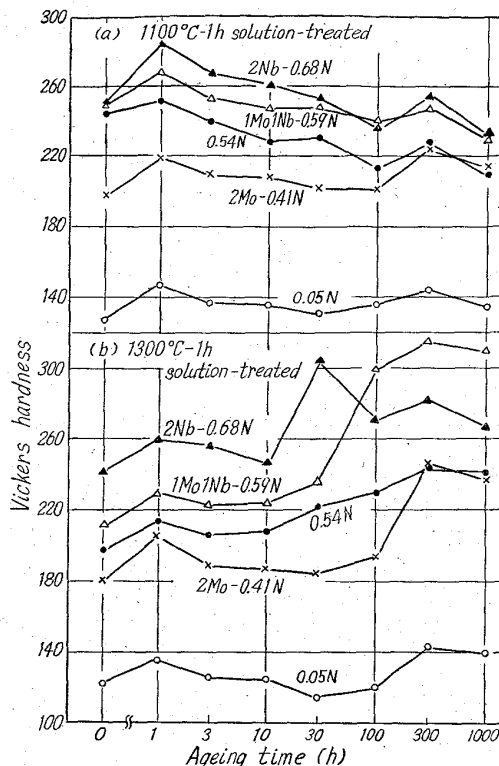


Fig. 1. Hardness change due to ageing at 700°C of solution-treated 25%Cr austenitic steels.

窒化物の析出が硬度におよぼす影響としては、窒化物自身による分散強化と、固溶窒素の減少による軟化との相反する二つの効果が考えられ、1300°C 溶体化試料の時効では γ 素地に新しい窒化物が多量に析出するためその分散強化が大きく働いて硬度増加をもたらすが、1100°C 溶体化試料では時効による析出の多くは既存窒化物を成長させるのみであつて、分散強化作用よりも固溶窒素の減少による軟化の方が大きく働いて硬度低下を来たすものと解釈できよう。

2Mo-0.41N 鋼の時効組織では窒化物の析出速度こそ遅いが、その組織変化の様相は 0.54N 鋼とよく類似している。Nb を含む 2 鋼種では 1300°C 溶体化でもなお一部の窒化物が未溶解のまま残存し、高温時効に際して粒界反応はほとんど認められないが、Widmanstätten 状の析出にともなつてかなりの硬化が起こり、1100°C 溶体化試料では多量の未溶解窒化物が存在するだけで全面析出さえも明らかでなく硬度も低下する。これらの点は前述の 0.54N 鋼に関連して考察したところと同様に

Table 2. Hardness and austenitic grain size of solution-treated 25%Cr austenitic steels.

Solution temperature	Vickers hardness		Austenitic grain size number	
	1100°C	1300°C	1100°C	1300°C
0.05N	127	122	No. 6	No. 0
0.54N	244	197	No. 9	No. 2
2Mo-0.41N	198	180	No. 8	No. 3
1Mo 1Nb-0.59N	250	212	No. 9	No. 7 (30%) + No. 3 (70%)
2Nb-0.68N	251	244	No. 9	No. 7 (50%) + No. 3 (50%)

Table 3. 1000 h creep-rupture strength at 700°C of solution-treated 25%Cr austenitic steels.

Solution temperature	1000 h creep-rupture strength (kg/mm ²)	
	1100°C	1300°C
0.05N	5.8	5.0
0.54N	10.0	7.0
2Mo-0.41N	19.3	17.7
2Nb-0.68N	17.4	20.0

解釈される。

3. 高温引張クリープ破断特性

各試料の 700°C 引張クリープ破断試験の結果から、700°C、1000 h 破断応力を求めて Table 3 に示した。0.05N 鋼は溶体化温度によつて結晶粒度が異なるのみであるが、その結晶粒の大きい 1300°C の方がクリープ破断強度は少しく低い値を示している。一方 0.54N 鋼は固溶 N 濃度が高く高温時効によつて析出硬化を生ずる 1300°C 試料の方がやはり低い強度を示している。このことから、たとえ析出硬化が起こつても組織が不安定で析出凝集の起こり易い場合には抗クリープ性は劣化するものとみられる。Mo および Nb を添加した鋼種が 0.54N 鋼にくらべて格段にすぐれた抗クリープ性を示すことは前報でも述べたが、Table 3 にみるように 2Mo-0.41N では 1300°C の方が強いのに対し、2Nb-0.68N では 1100°C の方が強く、溶体化温度の影響は一見相反するように見えるけれども、これは両鋼とも 1300°C の方が応力-破断時間曲線の勾配が大きくて 1100°C の曲線と交わり、2Nb-0.68N 鋼でも約 1500 h 以上では溶体化試料の方が弱くなる事が推測される。また破断伸びは概して溶体化温度の高い方がかなり小さい値を示している。

IV. 結 言

以上の結果から、高窒素 25%Cr 耐熱鋼では溶体化温度を 1100°C にも高めると多量の窒化物が固溶するため、後の 700~900°C での時効に際して析出する窒化物がかなりの硬度増加をもたらすのであるが、このような析出はかえつて長時間のクリープ破断強度の低下をもたらすとともに破断伸びも減少して好ましくない。すなわち抗クリープ性の点から溶体化温度はかなりの未固溶窒化物を残存せしめる程度に低くする方が得策であると結論される。

文 献

- 1) 岡本, 田中, 藤本: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 613

669, 14, 018, 8, 21, 1774, 38, 669, 15, 24, 26, 28-194
(161) 25Cr-4Ni-1.5Mo 鋼鋼管の試作と

その特性

神戸製鋼所長府北工場

高橋 孝吉・大西 忠利・松本 毅
浜田 汎史・○大城 毅彦

Trial Production of 25Cr-4Ni-1.5Mo Stainless Steel Tubes and Their Properties. 1567~1569

Kokichi TAKAHASHI, Tadatoshi ONISHI,
Tsuyoshi MATSUMOTO, Hirofumi HAMADA
and Takehiko OSHIRO.

I. 緒 言

25Cr-4Ni-1.5Mo 鋼鋼管は ASTM-A 268 に TP 329 として規格化された鋼管であるが、我国においては従来その使用実績並びに製管の経験がほとんど皆無に近いようである。したがつてその製管性および基礎的諸性質並びに二次加工性などについては全く不明のままであつた。しかし近年同鋼の耐磷酸腐食性が AISI-Type 316 (17Cr-12Ni-2.5Mo) などよりやや優れているという国外の文献並びに使用実験に基いて、石油化学工業および合成化学工業などの分野において漸次耐磷酸性の要求される用途に使用されはじめており、これと同時に同鋼管の国内における円滑入手が望まれるに至つておる。

こうした事情に鑑み著者らは 25Cr-4Ni-1.5Mo 鋼の製管性、基礎的諸性質ならびにその加工性について明かにするべく試作試験を実施したので試験結果の一部を報告する。

II. 試作経過

(1) 試作試験用素材

500 kg 高周波溶解炉を使用して素材の溶解を行ない、Table 1 に示す化学成分を有する鋼塊を得た。試作試験用素材としてはこれを鍛造によつて 170 φ mm × 1590 mm l のブルームとした後さらに機械加工による押出製管用ピレットとし成形使用した。なおブルーム鍛造に関しては特に問題となる点はなく、著者らがすでに製管の経験を有している AISI Type (25Cr 鋼) と大差ない熱間加工性を示し良好な素材ブルームが得られた。

(2) 試作試験

(i) 試作工程

上述のピレットを使用して Ugine-Séjournet 方式による熱間押出加工による製管試験を実施、得られた素管について冷間抽伸を行ない 25.4mm φ × 2.11mm t なる試作管を得た。Fig. 1 に試作工程を示す。熱間押出製管に当つては従来の高 Cr 系ステンレス鋼の製管実績より

Table 1. Chemical composition of specimens.

Specifications and charge No.	Chemical composition (%)								
	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu
Tp 576	0.08	0.61	0.014	0.021	0.32	4.90	25.70	1.61	0.08
ASTM-A268-TP329	≤0.20	≤1.00	≤0.040	≤0.030	≤0.75	2.50~5.00	23.0~28.0	1.0~2.0	—