

での結果を示したもので、常温での抗張力はいずれも約 100~105 kg/mm² であるが B 量が 0.04% に増えると破断伸びの減少が見られる。一方 700°C での抗張力はいずれも約 55~60 kg/mm² であるが破断伸びは 0.01%, 0.04% B で増加する傾向が認められる。すなわち B 量が増すにつれ静的靱性は常温では減少するが高温では改善されることが知られる。

3.5.2 クリープ破断試験

Fig. 3 はクリープ破断時間、破断伸びにおよぼす B の影響を示したもので、図中の数字は破断伸びである。B 量が増すにつれ、クリープ破断寿命、破断伸びの改善が認められる。これは B 添加により、粒界での析出が抑制され高温の静的靱性が改善されるからである。また図中には示さなかつたが、铸造 50A~50F 合金についてのクリープ破断試験から B 0.04% までは B 量とともに破断時間、破断伸びの改善が認められたが、0.1% になると却つて破断伸び、破断時間も劣化することが知られた。一方、凝固開始温度は B 0.1% の添加により約 10°C 程度下り、この系の合金に B を 0.1% も添加することはクリープ強度、鍛造の面から好ましくなく、铸造性もほとんど改善されないことが知られた。

4. 結 言

10M6N 合金を 55 kg 溶解し、同じ溶湯に対して B 量を変えた 10M6N B 合金を溶製し、高温特性におよぼす B の影響を検討して次の結果を得た。

1) 0.01% の少量の B 添加は常温および -180°C の衝撃靱性を溶体化処理状態では低下させるが、700°C, 800°C で 2hr 加熱したものは B を添加しないものに比べ改善される。

これは B 添加により粒界での諸元素の拡散が抑制されるからである。また短時間引張試験結果は 10M6N B 合金の常温の静的靱性は 10M6N 合金より低い、高温ではすぐれていることを示す。そしてクリープ破断寿命と破断伸びは 0.04% B までは B 含量と共に向上する。

2) B は耐酸化性、鍛造性を低下させる傾向があるが、0.01% 程度ではほとんど影響が認められない。したがって高温強度と鍛造性の点から、この系の合金に対しては B 添加量は 0.01% 程度が望ましい。

文 献

- 1) 依田, 吉田, 小池: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1559
- 2) 依田, 吉田, 小池: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 982

(173) 高マンガン系排気弁用鋼について (バルブ鋼の研究—II)

日本特殊鋼

工博 西 義澈・松本嘉猷・○菊地侃生

On the High Manganese Type Steels for Exhaust Valve.

(Study on valve steel—I)

Dr. Yoshizumi NISHI, Yoshimichi MATHUMOTO and Kanō KIKUCHI.

1. 緒 言

高マンガン系の耐熱鋼において、Mn の適正範囲は通常耐酸化性、高温強度などの見地より 8.0~10.0%¹⁾²⁾とされている。

われわれは本研究においてさらに Mn 量を高めた鋼種、すなわち 18Cr-13Mn-1.9Ni-0.5W-0.5Mo-0.3N を基準組成とし Cr と Mn の含有率を変えた場合、またこれに高温強度、被切削性、耐酸化性を向上するため、V, S および Y をそれぞれ単独あるいは複合添加した高マンガン鋼の排気弁用鋼としての適性を 21-4N 鋼と比較検討したので報告する。

2. 供試料および試験方法

小型高周波炉で溶製した 8 kg 鋼塊を Soaking 後皮削し 16 mm φ に鍛伸し各試験に供した。その化学成分を Table 1 に示す。各試料とも C, Si, Ni, W, Mo および N 量を一定にした。試料 No. 1~3 はそれぞれ Cr, Mn 量を変えたものであり、試料 No. 4 は 18Cr-13Mn-1.9Ni-0.5W-0.5Mo-0.3N で本研究の基準組成である。試料 5~9 は基準組成に V, S および Y を単独あるいは複合添加した試料である。

各種試験片にほどこした熱処理は下記のとおりである。

(1) 標準熱処理

1150°C × 1hr W.Q. + 760°C × 16hr A.C.

(2) 実用熱処理

1050°C × 1hr W.Q. + 760°C × 1hr A.C.

試験方法はすべて前報³⁾に準じて行なつた。

3. 試験結果

3.1 溶体化硬度

溶体化温度 1000~1200°C の範囲に 1hr 保持後水冷した際の硬度変化は Cr 含量の低い試料 No. 2, 3 が全域にわたって硬度が低く、特に 12%Cr 試料 No. 2 では低温溶体化ですでに異常に低い値を示す。V を含有した

Table 1. Chemical composition of steel (%).

Specimen No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V	N	Y	Fe
1	0.54	0.68	17.55	0.009	0.016	18.99	1.94	0.51	0.53	—	0.32	—	Bal.
2	0.53	0.62	17.49	0.010	0.011	12.24	1.89	0.53	0.50	—	0.31	—	〃
3	0.55	0.68	14.96	0.010	0.013	15.67	1.92	0.51	0.50	—	0.30	—	〃
4	0.53	0.68	12.26	0.012	0.011	18.55	1.90	0.50	0.50	—	0.31	—	〃
5	0.52	0.62	12.65	0.010	0.012	19.16	1.90	0.53	0.49	3.33	0.31	—	〃
6	0.54	0.54	12.65	0.010	0.040	18.86	1.91	0.49	0.50	—	0.31	—	〃
7	0.54	0.55	12.87	0.009	0.043	19.12	1.91	0.50	0.50	0.31	0.31	—	〃
8	0.56	0.59	13.09	0.011	0.014	18.99	1.87	0.42	0.50	—	0.29	0.032	〃
9	0.55	0.58	12.98	0.009	0.010	19.25	1.92	0.53	0.51	0.25	0.30	0.005	〃

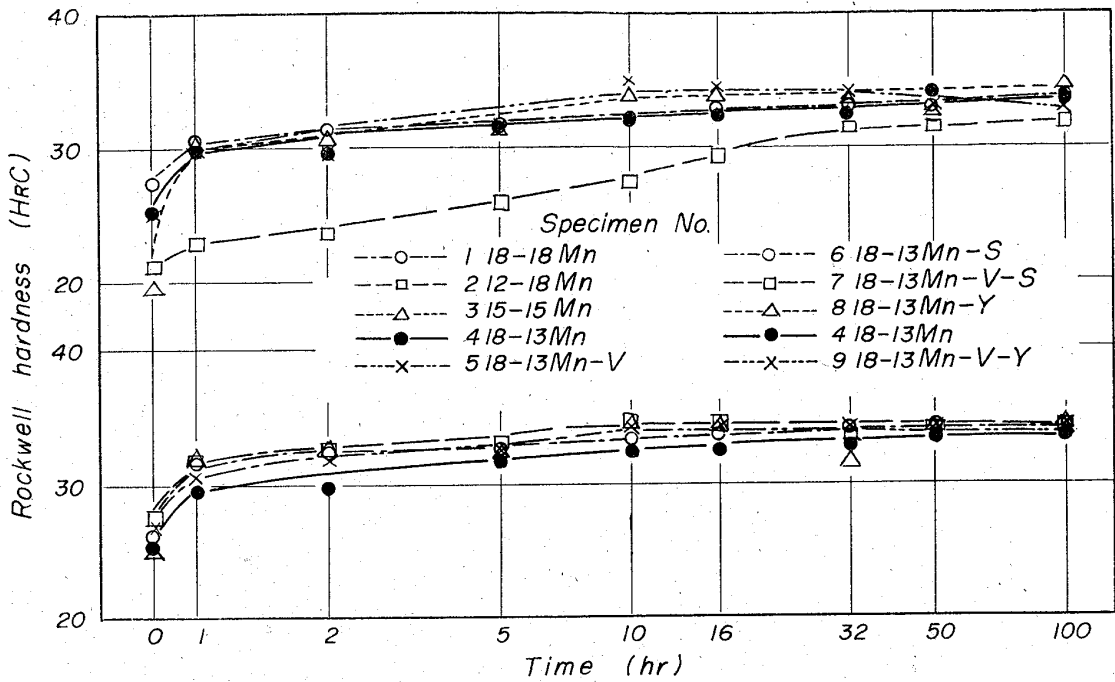


Fig. 1. Change in hardness of H-Mn valve steel during at 760°C (Solution treatment 1150°C×1hr W. Q.).

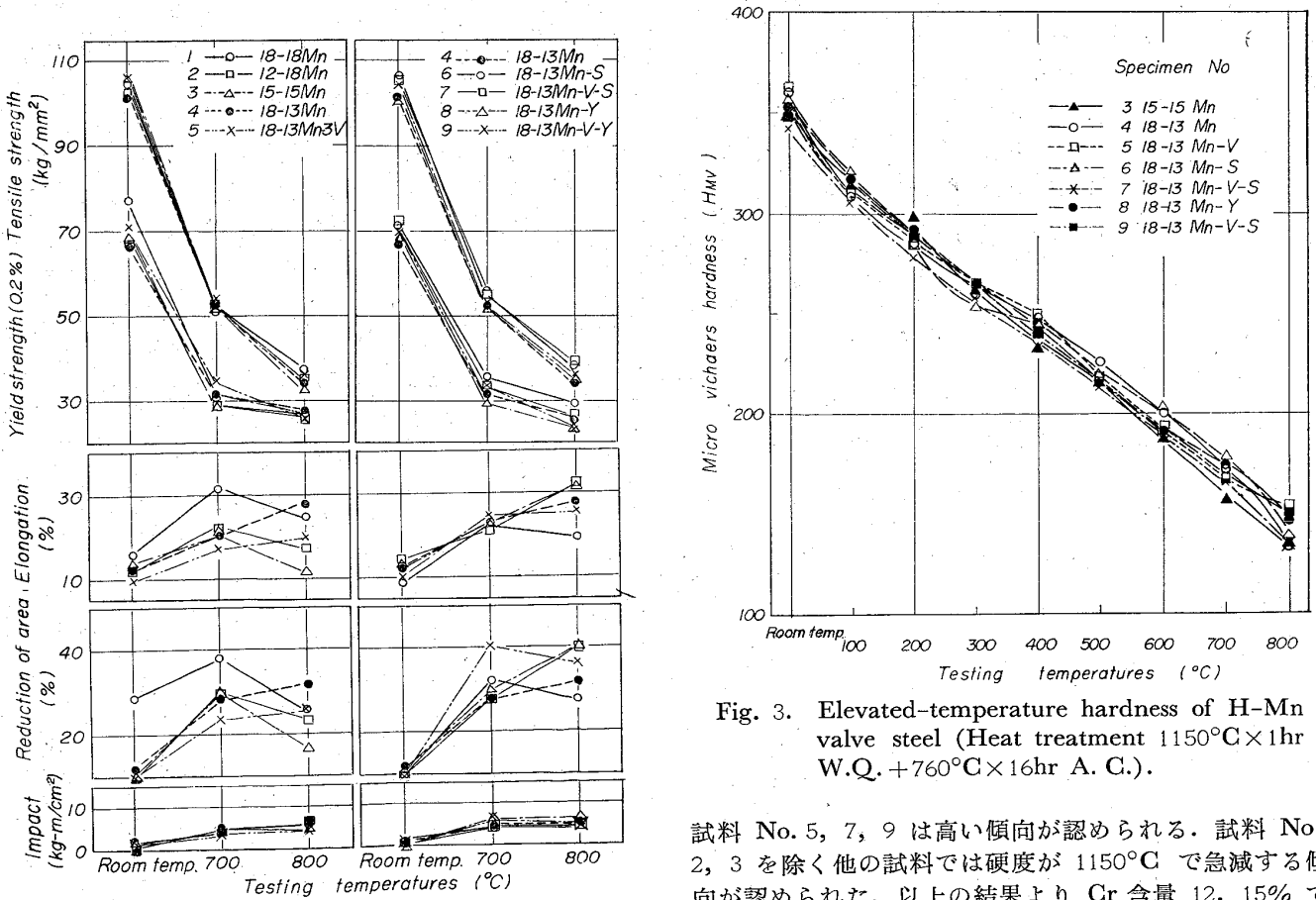


Fig. 2. Mechanical Properties of H-Mn valve steel at room and elevated temperatures (Heat treatment 1150°C×1hr W.Q. +760°C×16hr A. C.).

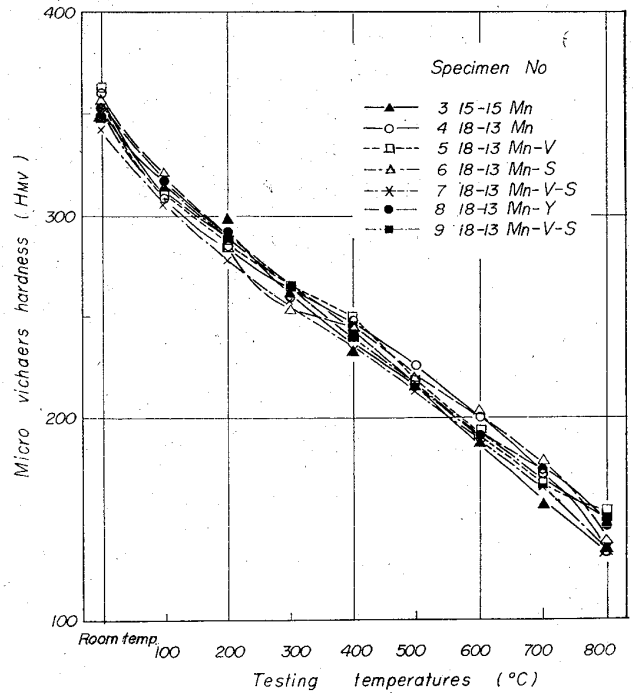


Fig. 3. Elevated-temperature hardness of H-Mn valve steel (Heat treatment 1150°C×1hr W.Q. +760°C×16hr A. C.).

試料 No. 5, 7, 9 は高い傾向が認められる。試料 No. 2, 3 を除く他の試料では硬度が 1150°C で急減する傾向が認められた。以上の結果より Cr 含量 12, 15% では炭窒化物の固溶が急速であり、V を含有する場合は難固溶であることが確認された。また完全溶体化処理温度としては後述する G. S. も考慮すると 1150°C が適正である。

3.2 時効硬度

1150°C × 1hr W.Q. 後 760°C で 1~100hr, 時効した際の硬度変化を Fig. 1 に示す. Cr 含量を低めた試料 No. 2 と 15%Cr No. 3 を除く他の試料ではほとんど近似した硬化特性を示す. すなわち硬化量は No. 2 は 10.7, No. 3 は 15.6 で他の試料の 6.1~9.8 に比し多い. 過時効到達時間はいずれも 100hr 以後にあるように見受けられるが, V を含む試料 No. 5, 7, 9 はそれ以前にあるようにも観察される. 標準熱処理によつて, 得られる硬度は No. 2 は低く H_RC 29.2 であるが他の試料は H_RC 32.4~34.4 の高い値を示している. 1050°C × 1hr W.Q. 後 760°C で時効した場合には No. 2 が最

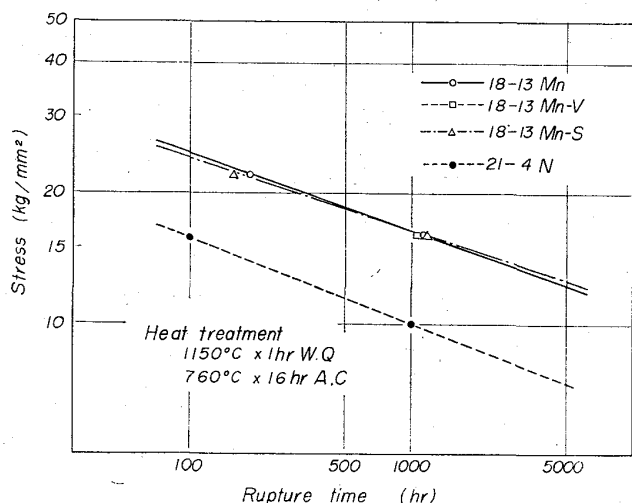
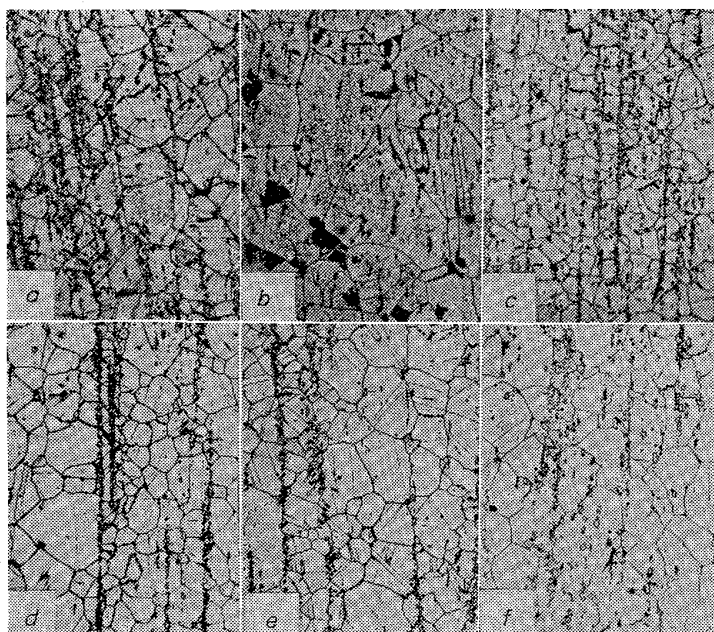


Fig. 4. Stress-time curve of H-Mn valve steel at 700°C.



(a) Specimen 1 (No. 5), (d) Specimen 5 (No. 5.5)
 (b) Specimen 2 (No. 4), (e) Specimen 6 (No. 6)
 (c) Specimen 4 (No. 6.5), (f) Specimen 8 (No. 6.5)

Photo. 1. Microstructures of typical specimens. (All specimens was heat treated at 1150°C × 1hr W.Q. + 760°C × 16hr A. C.).

も硬化量が多く約 7.0 を示すが, 他の試料は顕著な析出硬化が認められない. 実用熱処理によつて得られる硬度は H_RC 29.8~34.6 の範囲であり, いずれもバルブ鋼の所要硬度を満足している. V を添加した試料はわずかに硬度が高い値を示す.

3.3 機械試験

熱処理(1)をほどこした試片について常温, 700 および 800°C における短時間引張り試験およびシャルピー衝撃試験を行なつた結果を Fig. 2 に示す. 各試料とも強度の差異が認められず 21-4N 鋼と同等水準を示す. 伸び絞りは S 添加試料および粒界に炭窒化物の偏在した Cr 量の低い No. 2, 3 において劣化している. 逆に Mn 量の高い No. 1 は常温, 700°C において優れている. 熱処理(2)を施した場合, 強度はほとんど差異が認められないが, V 添加試料がわずかに高い. 靱性は S, V を含有する試料が低い値を示す. 各種性質は 21-4N 鋼と同等である. 両熱処理を比較すると, 強度では差がなく, 靱性は熱処理(2)すなわち実用熱処理をほどこした試料のほうが良好である.

3.4 高温硬度

熱処理(1)をほどこした試料について高温硬度試験を行なつた結果を Fig. 3 に示す. いずれの試料も常温より 800°C まで硬さは直線的に低くなつており常温より 800°C で約 HMV 200 軟くなる. またこの温度範囲内では成分および添加元素の影響は認められず, 760°C において HMV 140~160 の値を示す. 基準組成の試料 No. 4 で 21-4N 鋼の品質水準約 150 以上を満足している.

3.5 クリープ破断強度

熱処理(1)を施した試料について 700°C でクリープ破断試験を行なつた結果の一例を Fig. 4 に示す. 基準組成試料のこれより求めた 100 および 1000hr のラプチャー強度はそれぞれ 24.6, 15.7 kg/mm² であり, 21-4N 鋼の 15.7, 10.0 kg/mm² に比し約 1.6 倍に向上している. また破断伸びは 18~20% を示し, 21-4N 鋼の 4% 以下に比べて明らかに優れている. また V, Y の効果は認められず, 破断伸びに対しては S, V は逆効果をおよぼしている.

3.6 酸化鉛試験

熱処理(1)および(2)をほどこした試料について耐 PbO 試験を行なつたが各試料間に著しい差異は認められなかつた. 両熱処理について比較すると実用熱処理のほうがやや劣つている. また 21-4N 鋼と比較すると, この材料は Si が高く, しかも W, Mo を含有するため炭窒化物の析出が多くやや劣化していることが認められる. また 800°C における酸化量は各試料の差はほとんど認めず 21-4N と同等であつた.

3.7 据込鍛造試験

熱処理(1)および(2)を施した後, 据込鍛造を行ない変形抵抗を求めた結果を Table 2 に示す.

$$K_f = E/V \times \ln(h_0/h): \text{変形抵抗を示す.}$$

変形抵抗について, 衝撃エネルギー 50 および 25 kg-m のいずれにおいても Cr 量の低い試料 2 が最も低く, V および Y 添加した試料 9 が最も高い. 他

Table 2. Results of up set test.

Specimen No.	Impact energy (1150°C×1 hr W.Q.) (760°C×16 hr A.C.)		Impact energy (1050°C×1 hr W.Q.) (760°C×1 hr A.C.)	
	50 kg-m	25 kg-m	50 kg-m	25 kg-m
	K_f (kg/mm ²)	K_f (kg/mm ²)	K_f (kg/mm ²)	K_f (kg/mm ²)
1	49.8	42.2	51.2	42.5
2	46.2	38.4	47.3	39.6
3	50.3	42.0	52.5	45.0
4	51.1	45.2	52.0	45.1
5	49.9	44.6	51.7	42.6
6	51.5	42.9	52.4	41.9
7	52.9	45.7	52.0	43.2
8	49.0	41.5	49.8	39.9
9	53.4	49.1	54.1	45.6

の試料については顕著な差は認められない。試験後の試料の疵については 12Cr および 15Cr 試料は全面に焼き過ぎによる微小疵があり、V および S を含有する試料はそれぞれ Carbide stringer および Sulphide 起因による細かい亀裂が若干発生する。熱処理についてみると、実用熱処理の場合は標準熱処理の場合よりも疵の数がやや多いが、変形抵抗の相違はほとんど認められない。基準組成試料は 21-4N 鋼のそれと比較して、疵の数、変形抵抗ともにほとんど差がない。

3.8 被切削性およびステライトの溶着性試験

実用熱処理を施した試片と 21-4N 鋼の試片について被切削試験およびステライトの溶着試験を行なった。被切削性は S 含有の試料 6 および 7 が最も良好である。また他の試料においても 21-4N 鋼よりやや優れている。ステライトの溶着性は試料 4~9 について同条件のもとで行なったが、いずれの試料も 21-4N 鋼よりも優れた溶着性を示した。

3.9 顕微鏡組織

Photo. 1 に標準熱処理をほどこした試料の代表的顕微鏡組織を示す。18Cr-18Mn は写真 a のように異状組織は認められない。12Cr 試料は b に見られるような炭窒化物の粒界偏在が顕著であり、15Cr の No. 3 においても同様な組織が発生したが、その面積比は少なくなっている。他の試料では異常組織は観察されない。Carbide stringer は V および Y を添加した試料 (写真 d, f) において偏在する傾向が認められた。標準組成の試料 No. 4 は均一な組織を示す。結晶粒度は Cr 量の低い試料 No. 2, 3 および Mn 量 18% の No. 1 がやや粗大化傾向を示し、他は細粒で A. S. T. M. 結晶粒度 No. 5.5~6.5 である。実用熱処理についても上述と同様なことが観察された。

4. 結 言

18Cr-13Mn-1.9Ni-0.5W-0.5Mo-0.3N を基準組成とし、Cr と Mn の含有率を変化した場合、またこれに V, S および Y をそれぞれ単独あるいは複合添加した高マンガン鋼の排気弁用鋼としての適性を検討した結果をまとめるとつぎのとおりである。

(1) 基準組成試料が排気弁用鋼としては最適である。すなわち、Mn 量をさらに高めた場合、または Cr

量を 18% 以下にすると、組織の不均一、耐酸化性の劣化などが認められた。0.3% 程度の少量の V 添加は強度の向上にはあまり有効でなく、むしろ V-carbonitride の難固溶性に起因する靱性の低下、耐 PbO 性、掘込鍛造における疵発生などの逆効果が認められた。0.04% 程度の S および 0.03% 程度の Y 添加はそれぞれ切削性、耐酸化性を向上せしめるが、熱間加工時の疵発生を助長せしめた。

(2) 基準組成試料は次のような特徴を有する。

1) 標準熱処理、実用熱処理によつて約 $H_{RC} 32.5$ が得られる。また過時効到達時間が 21-4N 鋼に比し長時間側に延長される。

2) 常温ならびに高温の引張り強度は 21-4N 鋼と同等の高水準を示し、そのうえクリープ破断強度は約 1.6 倍に向上した。

3) 酸化鉛腐食性は 21-4N 鋼よりやや劣っているが、耐高温酸化性では同等である。

4) 被切削性、熱間鍛造性およびステライトの溶着性などのいずれの性能も 21-4N 鋼よりも優れた結果が得られた。

文 献

- 1) 依田: 耐熱金属材料研究第 123 委員会研究報告, 5 (1964) 5, p. 62
- 2) United States Patent, (1960) 2948603
- 3) 沢, 西, 松本, 飯田: 鉄と鋼, 51 (1965) 5, p. 1009

(174) ボイラ管材用オーステナイト・ステンレス鋼のクリープ破断強度について

日本鋼管, 技術研究所

耳野 亨・○長尾 彰

Creep Rupture Strength of Austenitic Steels for Boiler Tube.

Tohru MIMINO and Akira NAGAO.

1. 緒 言

オーステナイト・ステンレス鋼は従来化学工業用材料として用いられてきたが、近年ではボイラ用としてもかなり使用されるようになった。ボイラは 10 年以上の耐用寿命があるように設計されるので、これに使用される材料はその長時間の高温特性が特に重要な要素となってくる。オーステナイト・ステンレス鋼のクリープ破断強度に関する研究報告は少なくはなく、特に Type 321 の熱処理条件とクリープ破断強度との関係についてはかなりの報告があるが^{1)~5)}、各種オーステナイト・ステンレス鋼の長時間のクリープ破断強度に関する報告は数少なく^{6)~7)}、チャージ間のバラツキをも含めた長時間のクリープ破断強度が正確にとらえられているとはいえない。われわれは実用的見地からボイラ管材用のオーステナイト・ステンレス鋼のチャージ間のバラツキを含めた長時間のクリープ破断強度の水準を求める目的で、Type 304, 316 および 321 についてそれぞれ数チャージずつをクリ