

論 文

UDC 669.14.018.85 : 669.15'26'28-194 : 621.039.53

9Cr-2Mo 鋼の高速増殖炉蒸気発生器管への適用*

行俊 照夫**・吉川 州彦***・時政 勝行***
志田 善明***・稲葉 洋次***

Application of 9Cr-2Mo Steel for Fast Breeder
Reactor Steam Generators

Teruo YUKITOSHI, Kunihiko YOSHIKAWA, Katsuyuki TOKIMASA,
Yoshiaki SHIDA, and Yoji INABA

Synopsis:

9Cr-2Mo steel developed for boiler tubes was considered to be applicable to LMFBR steam generators. Therefore, we investigated the basic characteristics which will be required when this steel is applied to LMFBR steam generators. The results obtained are as follows.

(1) Allowable stresses of 9Cr-2Mo steel on the base of ASME Case 1592 are reduced to be much higher at *R.T.* to 650°C than those of 2-1/4Cr-1Mo steel. High temperature fatigue properties are nearly equal with commercial 2-1/4Cr-1Mo and Type 304 steel, when the creep-fatigue interaction is considered.

(2) 9Cr-2Mo steel is more insensitive to the weld cracking than stabilized high Cr steels.

(3) This steel has almost the same carbon activity as Type 316 steel and the resistance to decarburization in sodium. The stress corrosion test in NaOH solution showed no cracking and better corrosion resistance than 2-1/4Cr-1Mo steel.

In conclusion 9Cr-2Mo steel is considered to be a promising material for LMFBR steam generators.

1. 緒 言

高速増殖炉の研究開発はウラン資源有効利用の観点から各国において精力的に進められている。我国においても動力炉核燃料開発事業団の実験炉「常陽」が稼動中であり、原型炉「もんじゅ」の設計も鋭意進められている。高速増殖炉は冷却熱媒体として液体 Na を用い、水との熱交換によつて水蒸気を発生させることにより、発電炉として用いられるが、液体 Na が使用されるため、液体 Na と水の熱交換を行う蒸気発生器は、Na-水反応等の問題があり、その設計、製作は極めて重要である。特に蒸気発生器管は、内側が高温高圧水に、外側が液体 Na にさらされるため、高温強度、耐食性、溶接性、長時間組織安定性の他に、Na ループ構成材料の温度差またはオーステナイト鋼とフェライト鋼の C 活量の差による炭素移行が問題となる。

蒸気発生器管材料としては、原型炉までの段階においては過熱器管として 2¹/₄Cr-1Mo 鋼または 18-8 系オーステナイトステンレス鋼を、蒸気管として 2¹/₄Cr-1Mo

系鋼¹⁾を使用する材料構成が世界の主流をなしてきた。しかし、実証炉以降への発展過程において、18-8 系オーステナイトステンレス鋼は水側応力腐食割れ等の問題から、また 2¹/₄Cr-1Mo 鋼は脱炭による高温強度低下等の問題から現状の材料構成を変更しようとする動きが明確になつてきた。すなわち耐応力腐食割れ性、耐質量移行性および高温強度に優れた高 Cr 系鋼を一貫材料として過熱器管および蒸気管に採用しようとする動きである²⁾³⁾。

一方、筆者等は前にボイラ用材料として 9Cr-2Mo 鋼を開発した⁴⁾⁵⁾。本鋼はこれまで広く使用されている 2¹/₄Cr-1Mo 鋼に対し、Cr 含有量を高めて耐酸化性を改善し、C 量を下げて溶接性を改善し、Mo 量を高めて高温強度を高めたものであり、組織はフェライトと焼戻しマルテンサイトよりなつているため応力腐食割れのおそれがない。許容引張応力は 2¹/₄Cr-1Mo、9Cr-1Mo 鋼に比較して大幅に高く、すでにボイラ過熱器管および再熱器管として 4 年半を経過しており良好な結果を得ている⁶⁾。

* 昭和 53 年 10 月 23 日受付 (Received Oct. 23, 1978)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

9Cr-2Mo 鋼のこのような性質および別途実施した質量移行に関する研究⁷⁾により高 Cr 含有鋼は C 活量が低く、Na 中において耐脱炭性を有することが明らかになったことから、9Cr-2Mo 鋼を将来の高速増殖炉蒸気発生器における熱交換器管などの材料として、18-8 系鋼および 2¹/₄Cr-1Mo 鋼に代つて適用することができると考えた。そこで本鋼を蒸気発生器管などに適用する際に要求されると考えられる基本的特性について報告する。ここでは高温用材料として要求される一般的な諸性質以外に原子力用材料として必要な許容応力、疲労特性および高速増殖炉蒸気発生器管として特有の Na 中炭素移行、Na 漏洩時を想定したアルカリ腐食特性について検討した。

2. 試験方法および試験結果

2.1 機械的性質および組織

供試材は多数溶解材の、しかも種々の形状の製品を選択した。化学成分は Table 1 に示すように 50t 溶解を含む 7 溶解材であり、表中に本鋼の仕様成分を付記した。

鋼塊を鍛造した後、小径管、大径厚肉管、T ピース、板、棒をそれぞれ製造し、950°C 焼ならし、約 750°C 焼もどしを施した。使用した引張試験片は、小径管では JIS 11, 12 号試験片、大径管、T ピース、10mm 板では、6φ×30mmGL 試験片、6mm 板では 6W×4t×30mmGL 試験片である。シャルピー衝撃試験片は供試材肉厚に応じてそれぞれ 4×10×55, 5×10×55, 10×10×55mm の 2mmV ノッチ試験片とした。

これらの機械的性質を Table 2 に示す。いずれも仕様値を十分満足している。大径管および T ピースの衝撃値が他に比較してやや低目になっているのは結晶粒が大きいためである。また実用試験として小径管についてへん平および押しひろげ試験を実施したが一般の低合金鋼管と同程度の結果を示し、STBA26 と同一にした仕様値を十分満足した。曲げ試験は A-2 について 2.5D 冷間曲げ、1.5D 内側加熱曲げを行つたが問題はなく、良好な曲げ加工性を示した。

長時間使用による機械的性質の変化を検討するため

Table 1. Chemical composition of 9Cr-2Mo steels, HCM9M (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Melt
A-1	0.07	0.31	0.51	0.017	0.019	9.04	2.00	100 kg HF
A-2	0.07	0.31	0.53	0.011	0.007	9.10	2.02	2 t HF
A-3	0.06	0.22	0.49	0.020	0.007	8.88	1.95	2 t HF
A-4	0.06	0.24	0.55	0.013	0.010	8.87	1.98	2 t HF
A-5	0.04	0.29	0.56	0.021	0.016	8.80	2.06	25 t EF
A-6	0.08	0.31	0.48	0.020	0.014	9.07	1.88	25 t EF
A-7	0.05	0.44	0.50	0.026	0.002	9.02	2.08	50 t EF
Specification	≤0.08	≤0.50	0.30/0.70	≤0.030	≤0.030	8.0/10.0	1.8/2.2	

Table 2. Mechanical properties of 9Cr-2Mo steel.

Steel	Size of product (mm)	Yield strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Charpy impact value (kg-m/cm ² : 20°C)
A-1	10 t plate	40.8	62.2	30	29.6
A-2	48.6 φ × 5.5 t	42.9	64.2	47	27.5
A-3	60.0 φ × 8.0 t	37.8	60.3	34	34.0
A-4	6 t plate	49.0	65.0	29	26.3
A-5	57.15 φ × 5.08 t	45.8	62.1	41	—
	467.4 φ × 76 t	47.4	62.8	28	7.5
	T-Piece (495 φ × 91t and 107t)	48.6	66.0	28	6.4
A-6	54 φ × 5 t	42.1	62.9	44	22.3
A-7	54 φ × 5 t	41.9	64.2	43	14.7
Specification		≥30	≥52	≥25	—

A-5 の 23mmφ 棒材について 500~650°C で 10 000h までの時効を行い引張試験と衝撃試験を行った。引張性質の変化は比較的小さく問題はないが、衝撃値は Fig. 1 に示すよう時効温度が高くなるほど短時間で低下する。しかし高温長時間側では回復する傾向があり、最低値でも 6kg-m/cm² を示しているので実用上問題はない。

本鋼は焼ならし温度において、 $\delta + \gamma$ の二相混合組織となり均一オーステナイトとなる従来鋼とは異つている。焼ならし・焼もどし後の組織は Photo. 1 に示す A-7 の管材の例のようにフェライトと焼もどしマルテンサイト

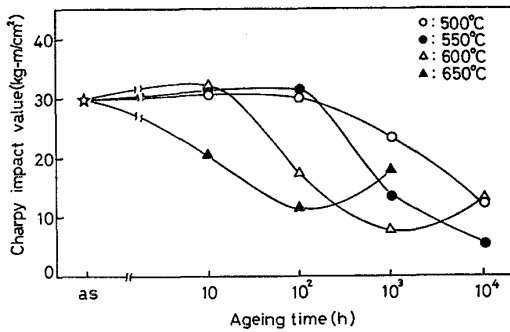


Fig. 1. Changes of Charpy impact values during long time ageing for 9Cr-2Mo steel. (10×10×2mmV specimen, test at 20°C)

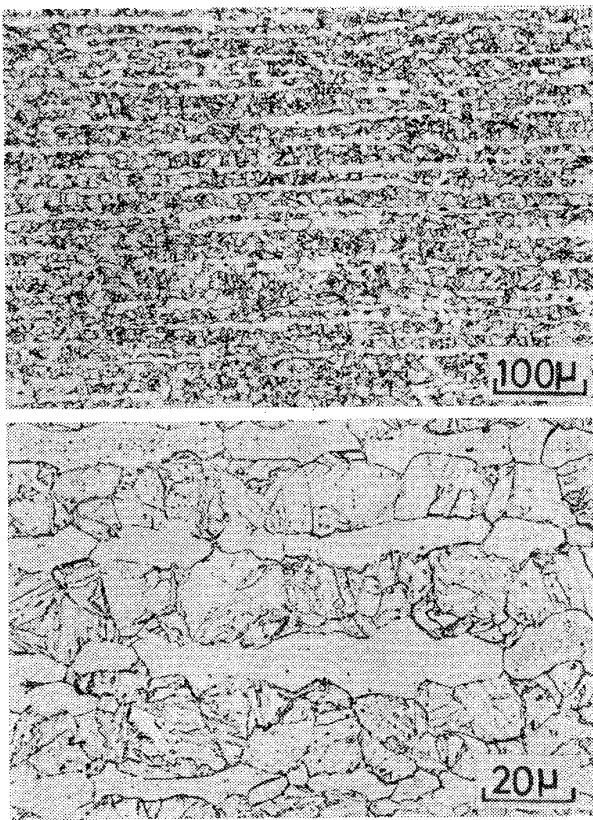


Photo. 1. Optical microstructure of 9Cr-2Mo steel tube (A-7).

よりなつており、この混合組織が高温強度の安定化、溶接性改善に寄与している。この試料の電子顕微鏡組織はフェライト中に M₂₃C₆ 針状炭化物が析出しており、焼もどしマルテンサイト内にはマルテンサイトの分解により生じた微細粒状 M₆C 炭化物が多数分散し、この他に網目状 M₂₃C₆ または M₆C 炭化物も存在している。これらの組織の長時間時効による変化については別途報告した⁸⁾ がフェライト粒内への微細針状炭化物析出、マルテンサイト部の網目状炭化物の生成、粒状炭化物の成長の遅れなど長時間加熱後も組織が安定していることが認められ、固溶 Mo とともに低 C-9Cr-2Mo 鋼の高温強化に寄与していると考えられる。

2.2 高温強度特性

高温強度試験として高温引張試験、クリープおよびクリープ破断試験を行った。

高温引張試験は Table 1, 2 に示した 7 溶解材より 6φ×30mmGL または 6W×4t×30mmGL 試験片を採取し、R.T.~700°C で行った。試験結果を Fig. 2 に示した。各温度で約 10 点の結果が得られている。この結果より高温における耐力および引張強さの最小値を設定するため、オーステナイトステンレス鋼の引張強さ最小値設定において採用された⁹⁾ 次式を利用した。

$$\sigma_{T, \min} = (\bar{\sigma}_T / \bar{\sigma}_R) \times \sigma_0 \times 1.1 \dots \dots \dots (1)$$

ここで $\sigma_{T, \min}$ は高温における 耐力または引張強さの最小値、 $\bar{\sigma}_T$ および $\bar{\sigma}_R$ は試験温度または常温における強度の平均値、 σ_0 は常温における規格最小強度である。このようにして算出した最小値を Fig. 2 に記入して示した。破断伸びは管材の場合いずれの温度でも約

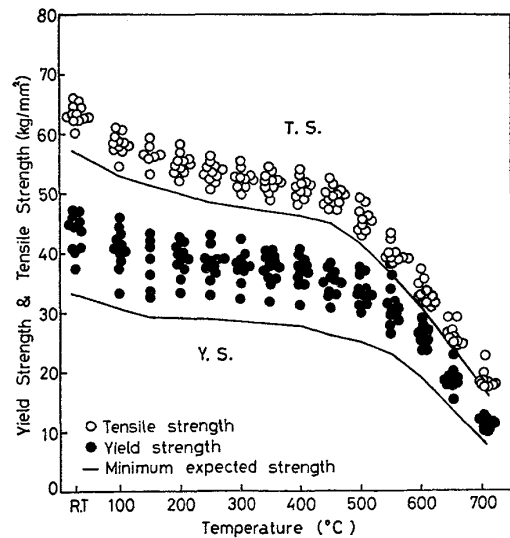


Fig. 2. Results of short time tensile test at high temperature and minimum expected strength for 9Cr-2Mo steel.

20% 以上となっており、延性は良好である。

クリープ破断試験は A-1~A-5 について $6\phi \times 30\text{mm}$ GL または $6\text{W} \times 4\text{t} \times 30\text{mm}$ GL 試験片を採取して $450 \sim 700^\circ\text{C}$ で行つた。試験結果を Fig. 3 に示す。最長試験時間はすでに約 $50\,000\text{h}$ に達している。破断伸びはいずれも 20% 以上であり、高いクリープ延性を示した。これらの結果からクリープ破断強度平均値を求めるために、 450°C に対しては応力-破断時間線図を、 $500 \sim 700^\circ\text{C}$ に対しては Larson-Miller パラメーターを使用した。この際、パラメータの定数は回帰曲線の分散が小さくなり、寄与率が高くなる値を選んだ。さらにこの曲線の 90% をクリープ破断強度の最小値と仮定した。この際すべてのクリープ破断データはこの最低値曲線より高い値となつた。

クリープ試験は A-5 および一部 A-1 について $450 \sim 650^\circ\text{C}$ で行つた。試験片は $6\phi \times 30\text{mm}$ GL 突起付試験片を使用し、得られたクリープ曲線から 1% クリープ歪到達時間、第 3 期クリープ開始時間、破断時間最小クリープ速度を求めた。これらの結果よりあるクリープ破断強度を示す材料に対するクリープ特性を推定することができる。すなわち第 3 期クリープ開始時間を t_3 、最小クリープ速度を ϵ とすると破断時間との関係式は次式で表わされる。

$$t_3 = A \times (t_r)^\alpha, \quad \dot{\epsilon} = B \times (t_r)^\beta \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで A , α , B および β は定数であり、試験温度が $550, 600, 650^\circ\text{C}$ の場合、 $A=0.50$, $\alpha=1.00$, $B=20$, $\beta=-1.15$ となる。破断時間と 1% クリープ歪到達時間の関係は応力に依存して変化することが確認されており今後の検討課題である。これらの関係が数式として求められると、クリープ破断強度の平均値または最小値に対してこの関係式を適用し、これに対応した種々のクリー

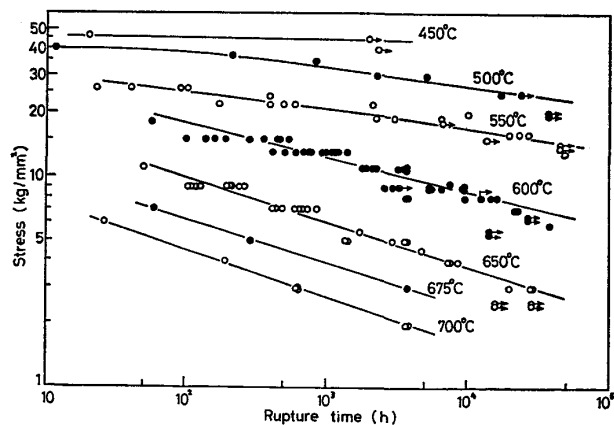


Fig. 3. Rupture stress-time curves for 9Cr-2Mo steel.

プ強度の平均値または最小値を求めることができる。すなわちばらつきを含めた高温強度評価においてクリープ破断試験のみを多数溶解材について実施し、クリープ試験は代表的な一溶解材についてのみ実施すればよいことになる。

Fig. 4 は 9Cr-2Mo 鋼のクリープ曲線を $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ 鋼のクリープ曲線と比較したものである。9Cr-2Mo 鋼は第 1 期クリープ歪みが大きい第 2 期の定常状態におけるクリープ速度が小さく、第 2 期の期間が長い。すなわち第 2 期クリープ開始までの時間が長い。第 3 期クリープ開始は一般にポイド生成と関係があるため原子力材料ではクリープ領域における設計基準の一つとして取り入れられており、第 3 期クリープ開始時間が長いことは非常に有利である。

Fig. 5 は 1% クリープ歪み到達時間と第 3 期クリープ開始時間の関係を $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ ¹⁰⁾, 18-8-Ti 鋼¹¹⁾ と比較

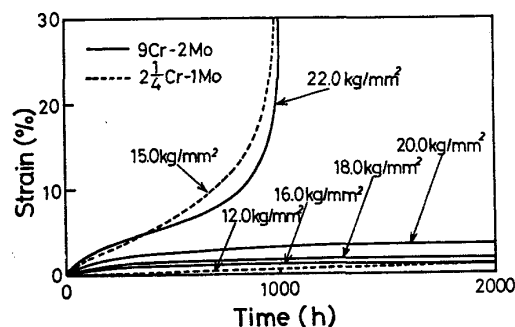


Fig. 4. Comparison of creep curves for 9Cr-2Mo steel with $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ steel at 550°C .

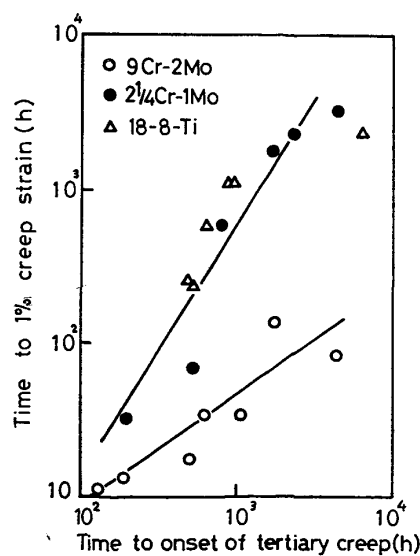


Fig. 5. Relationship between time to 1% creep strain and time to onset of tertiary creep.

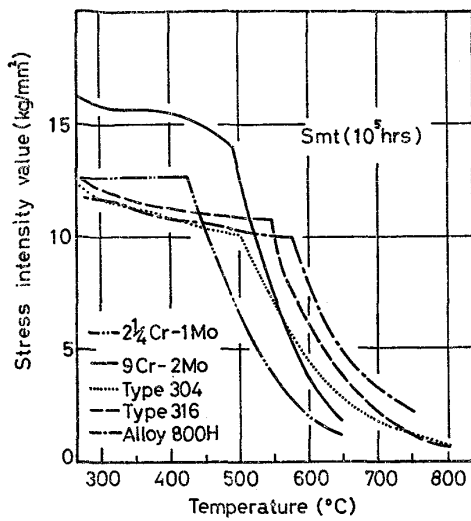


Fig. 6. Comparison of allowable stress intensity value for various steels based on ASME case 1592.

して示したものである。9Cr-2Mo 鋼では 1% クリープ歪到達後、第 3 期クリープ開始までの時間が 2¹/₄Cr-1Mo 鋼および 18-8-Ti 鋼よりも著しく長いことがわかる。

以上の結果から ASME Code Section III, Case Interpretation 1592 に基づき最小耐力 S_y 、許容応力強さ S_m および S_t 、許容応力 S_o を求めた。一例として 9Cr-2Mo 鋼の 10⁵h における S_{mt} 値を他鋼種と比較して Fig. 6 に示した。9Cr-2Mo 鋼の S_y および S_m は他鋼種と比較して高く、クリープ領域より低い温度における S_o 値は 2¹/₄Cr-1Mo 鋼および Alloy 800H よりも高く、Type 316SS とほぼ同等である。クリープ領域においては S_o および S_t は 2¹/₄Cr-1Mo 鋼と比較して著しく高い。

2.3 高温疲労特性

9Cr-2Mo 鋼を高速増殖炉蒸気発生器管として使用する場合には、高温疲労特性の検討が要求される。とくに使用温度がクリープ領域にまたがる場合には、クリープ

の影響による高温低サイクル疲労寿命の低下の程度、すなわち、いわゆるクリープと疲労の重量効果を明らかにしておく必要がある。

材料のクリープと疲労の重量効果特性の評価方法としてはこれまで多くの方法が提案されているが、ここではそれらの中で最も将来有望と考えられるひずみ範囲分割法 (Strain-range-partitioning method)¹²⁾ を用いることにし、非対称三角波の両振ひずみ制御の高温疲労試験により $\Delta\epsilon_{pp}-N_{pp}$ 、 $\Delta\epsilon_{pc}-N_{pc}$ 、 $\Delta\epsilon_{cp}-N_{cp}$ および $\Delta\epsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性を定めた。

供試材は 9Cr-2Mo 鋼 (A-5) および比較鋼として 2¹/₄Cr-1Mo 鋼 (E-1 : 0.11C, 0.47Si, 0.47Mn, 0.021P, 0.009S, 2.17Cr, 0.99Mo) の 23mmφ 棒材を使用した。熱処理は 9Cr-2Mo 鋼については 950°C 焼きならし、750°C 焼もどし、2¹/₄Cr-1Mo 鋼については 920°C 焼きならし、および 920°C 焼きならし、740°C 焼もどしとした。疲労試験片は 10φ×25GL×30mmPL の丸棒試験片を用い計算機制御電気油圧式高温低サイクル疲労試験装置により試験した。試験片の加熱は赤外線炉で行い、軸方向伸びを測定制御して Table. 3 に示すような 4 種類のひずみ波形の試験 (pp, pc, cp および cc 試験) を実施した。

温度 450°C、550°C における高温低サイクル疲労試験結果 ($\Delta\epsilon_f-N_f$ 曲線) を Fig. 7 に示す。この結果と 9Cr-2Mo 鋼の温度 650°C におけるひずみ範囲分割法で解析し、 $\Delta\epsilon_{pp}-N_{pp}$ 特性 (クリープが重畳されない場合の疲労特性)、 $\Delta\epsilon_{pc}-N_{pc}$ あるいは $\Delta\epsilon_{cp}-N_{cp}$ 特性 (圧縮側あるいは引張側ひずみが 100% クリープひずみである場合の疲労特性)、 $\Delta\epsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性 (引張側および圧縮側ともに 100% クリープひずみが繰返される場合の疲労特性) を求めた¹²⁾¹³⁾。

9Cr-2Mo 鋼について得られた $\Delta\epsilon_{pp}-N_{pp}$ 、 $\Delta\epsilon_{pc}-N_{pc}$ 、 $\Delta\epsilon_{cp}-N_{cp}$ および $\Delta\epsilon_{cc}-N_{cc}$ 特性を Fig. 8 に示す。疲労

Table 3. Low cycle fatigue test conditions

Strain wave form	Temperature (°C)	$\dot{\epsilon}_1$ (1/sec)	$\dot{\epsilon}_2$ (1/sec)	Kind of test	Test steel
	450	10 ⁻³	10 ⁻³	PP	9Cr-2Mo 2 ¹ / ₄ Cr-1Mo (Ann.) 2 ¹ / ₄ Cr-1Mo (N.T.)
	550	10 ⁻³	10 ⁻³	PP	
		10 ⁻⁴	10 ⁻⁴	CC	
		10 ⁻⁵ ~10 ⁻⁴ 2×10 ⁻³	2×10 ⁻³ 10 ⁻⁵ ~10 ⁻⁴	CP PC	
	600	8×10 ⁻³	8×10 ⁻³	PP	9Cr-2Mo
		10 ⁻⁴	10 ⁻⁴	CC	
10 ⁻⁵ ~10 ⁻⁴ 8×10 ⁻³		8×10 ⁻³ 10 ⁻⁵ ~10 ⁻⁴	CP PC		

* Axial strain controlled fully reversed triangular wave form.

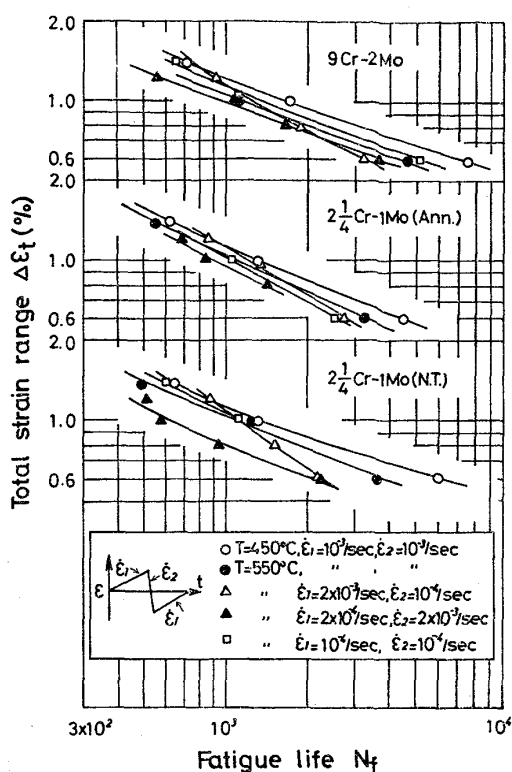


Fig. 7. The results of the low cycle fatigue tests at elevated temperature.

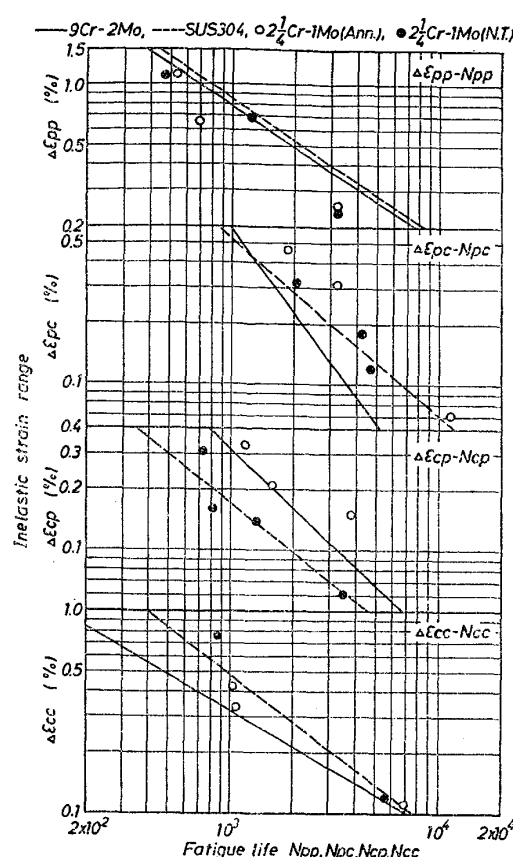


Fig. 9. Partitioned strain-life relations of 9Cr-2Mo steel compared with those of $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel (Ann. and N.T.) and SUS304.

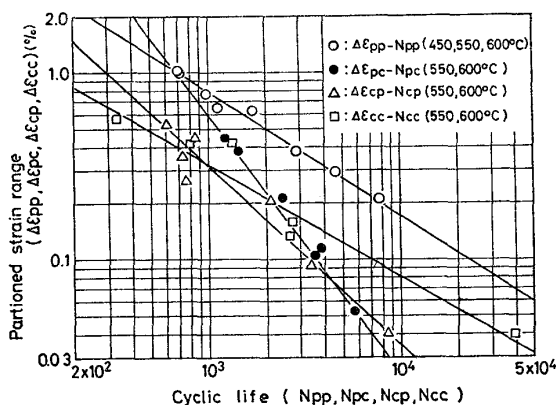


Fig. 8. Partitioned strain-life relations, $\Delta\epsilon_{pp}$ - N_{pp} , $\Delta\epsilon_{pc}$ - N_{pc} , $\Delta\epsilon_{cp}$ - N_{cp} and $\Delta\epsilon_{cc}$ - N_{cc} for 9Cr-2Mo steel at 450~600°C.

寿命 N_{pp} に比べ、疲労寿命 N_{pc} , N_{cp} および N_{cc} は全般的に短かく、その程度は繰返されるひずみの大きさによつて異なる。ひずみの大きい領域では N_{cp} あるいは N_{cc} が最も短かく、ひずみの小さい領域では N_{pc} あるいは N_{cp} が最も短い。全体的にみて N_{cp} がほぼ疲労寿命の下限値を、 N_{pp} が上限値を与えている。実験したひずみの範囲以上に大きなひずみ、あるいは小さなひずみが繰返された場合は、 N_{cc} あるいは N_{pc} が最も短くなることが予想される。

Fig. 9 は、Fig. 8 で得られた 9Cr-2Mo 鋼の各特性を $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼と SUS304 鋼¹⁴⁾のそれと比較したものである。 $\Delta\epsilon_{pp}$ - N_{pp} 特性についてみると、9Cr-2Mo 鋼は $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼焼なまし材および焼ならし、焼もどし材より長寿命側にあり、かつ SUS304 鋼とほぼ同程度の寿命を有している。クリープが重畳した場合の疲労特性 ($\Delta\epsilon_{pc}$ - N_{pc} , $\Delta\epsilon_{cp}$ - N_{cp} , $\Delta\epsilon_{cc}$ - N_{cc} 特性) についてみると、特性によつて、各材料間の優劣の順序が異なつてはいるが、実験した範囲内では各材料とも $\Delta\epsilon_{cp}$ - N_{cp} 特性が最も低寿命側となる傾向が認められる。 $\Delta\epsilon_{cp}$ - N_{cp} 特性を材料間で比較すると $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼焼なまし材の場合が最も長寿命側にある。9Cr-2Mo 鋼の場合、 $\Delta\epsilon_{pc}$ - N_{pc} 特性および $\Delta\epsilon_{cc}$ - N_{cc} 特性がやや低目の値を示しているが、 $\Delta\epsilon_{cp}$ - N_{cp} 特性は $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼焼なまし材に次いですぐれており、これから 9Cr-2Mo 鋼の高温疲労特性はクリープと疲労の重畳効果を考慮しても $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼、SUS304 鋼の現用鋼のそれに劣るものでないことがわかる。

2.4 溶接性

溶接材料としては現在共金系および D309(25Cr-12Ni)

Table 4. Test results of 9Cr-2Mo steel welded joint (750°C×0.5 h S.R.).

Tensile strength at R.T.	65.0 kg/mm ²
Tensile strength at 600°C	33.4 kg/mm ²
Bend test for welded butt joint	180° O.K. (bending radius = thickness × 2)
Hardness in weld zone	Weld metal : max. H _v = 250, HAZ : max. H _v = 249

が使用されているが、Table 4 は共金系溶接棒を使用した場合の溶接継手試験結果 (700°C×0.5hS.R.) を示したものであり特に問題はない。溶接条件は、4.0mmφ の被覆アーク溶接棒を使用し、溶接電流 180A、電圧 25V、溶接速度 8~12cm/min である。溶接継手部のカタサについては市販の 9Cr-1Mo 鋼に比較し 9Cr-2Mo 鋼は著しく低く、母材と溶接金属における差が比較的小さく実用上有利であることを別途確認している⁶⁾。

次に溶接時の高温割れ感受性を検討するために鉄研式割れ試験およびトランス・バレストレイン試験を実施した。供試材は Table 5 に示すように 9Cr-2Mo 鋼の他に比較鋼として、9Cr-2Mo ベースに高温強度改善のため Nb, Ni を添加したもの、および将来の高速増殖炉蒸気発生器用候補材料として仏国と米国で検討されている高温強度の高い EM12 相当材 (C-1) および HT9 相当材 (D-1) を加えた。母材熱処理はいずれも焼ならし・焼もどしである。

鉄研式拘束割れ試験は Y 開先を加工した 12t×150W×200mm の試験片を用い、溶加棒なしの TIG 溶接で 150A、15V、7cm/min の溶接条件で各 2 繰返し行つた。バレストレイン試験は 8t×45W×350mm の試験片を用い、同一溶接条件で各 2 繰返し行つた。付加歪量は 0.9%、1.3%、2.0% の 3 段階とした。

鉄研式拘束割れ試験の結果、Nb 添加量を変化させた B-1~B-4 では Nb 量が 0.6% 以上ではビード全長にわたって高温割れが発生した。また V-Nb, W-V を添加した C-1, D-1 でも割れが発生した。9Cr-2Mo 鋼お

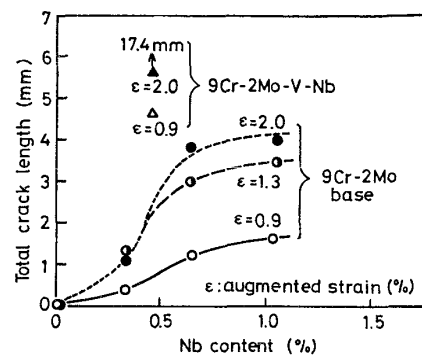


Fig. 10. Effect of Nb content on weld metal total crack length for 9Cr-2Mo base steels in Trans-Varestraint Test.

よび 9Cr-2Mo-Ni, 9Cr-2Mo-Ni-0.3Nb 鋼では割れは発生していない。次にバレストレイン試験における総割れ長さを 9Cr-2Mo 系鋼について Nb 添加量で整理し Fig. 10 に示した。Nb 量の増加につれて総割れ長さが増加しており、特に V-Nb 添加鋼において割れ感受性が高い。D-1 では Nb は添加されていないが、付加歪量 1.3% 以下では割れは発生せず、付加歪量が 2.0% では 1.7mm 発生している。これに対して V, Nb を添加していない 9Cr-2Mo 鋼 (A-8) では割れは全く発生していない。これらの高温割れ発生は、バレストレイン試験における割れ発生部の温度推定より、1300~1500°C における延性低下が原因と考えられる。

以上のように 9Cr-2Mo 鋼は鉄研式拘束割れ試験、バレストレイン試験とも高温割れが発生しておらず、溶接性が非常に重視される高速増殖炉蒸気発生器管において、他の性質をも考慮して有力な候補となり得ると考える。

2.5 Na 中炭素移行特性

高速増殖炉二次 Na 系において 9Cr-2Mo 鋼を使用する場合は オーステナイトステンレス鋼 および 2¹/₄Cr-1Mo 鋼と共存する場合が考えられるので種々の場合を想定して炭素移行試験を行つた。

試験は SUS316 製の 50.8φ×2t×90mmh 円筒容器に

Table 5. Chemical composition of test materials for weldability tests (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	W	Nb
A-8	0.06	0.24	0.50	0.014	0.006	—	8.79	2.21	—	—	—
B-1	0.04	0.29	0.92	0.004	0.009	0.99	8.53	2.00	0.03	—	—
B-2	0.04	0.25	0.90	0.006	0.008	0.99	8.32	1.92	0.03	—	0.32
B-3	0.04	0.28	0.91	0.007	0.007	0.99	8.36	1.97	0.03	—	0.64
B-4	0.04	0.35	0.98	0.008	0.008	0.97	8.31	1.98	0.03	—	1.04
C-1	0.13	0.32	1.08	0.011	0.009	—	8.99	2.11	0.27	—	0.42
D-1	0.19	0.27	0.56	0.011	0.010	0.54	11.45	0.99	0.28	0.51	—

約 100cc の Na を封入し、650°C、500h における静止 Na 中での等温炭素移行挙動を検討した。この際 4 種類の試験片の組合せを選択した。すなわちポット No. 1 では 9Cr-2Mo 鋼および 9Cr-1Mo 鋼の試験片を挿入した。ポット No. 2 ではこれら 2 鋼種の他にさらに 2¹/₄Cr-1Mo 鋼の試験片を炭素源として挿入し、ポット No. 3 では、No. 1 の 2 鋼種の他に Na 中の酸素と炭素のゲッターとして Ti スポンジを挿入した。ポット No. 4 では高強度高 Cr 安定化フェライト鋼、すなわち 9Cr-2Mo-V-Nb (C-1) および 12Cr-1Mo-W-V (D-1) を 9Cr-2Mo 鋼 (A-4, A-5) と比較して試験した。ポット No. 4 ではさらに 2¹/₄Cr-1Mo 鋼 (E-1) を高 Cr フェライト鋼と同表面積になるように入れており、これに対してポット No. 2 では、2¹/₄Cr-1Mo 鋼の表面積の 9Cr 鋼に対する比は約 0.2 である。なお 9Cr-1Mo 鋼 (F-1) の化学成分は 0.11C, 0.63Si, 0.45Mn, 0.026P, 0.005S, 8.72Cr, 0.96% Mo である。試験片はポット No. 1~3 では、3t×20W×40mm, ポット No. 4 では 4t×20W×70mm のものを使用し、# 320 のエメリーパーで表面を仕上げた。

静止 Na 中浸漬試験の後、試験片の重量変化および表面からの深さと C 量分布の関係を調査した。ポット No. 1, 2, 4 においては 9Cr-2Mo, 9Cr-1Mo 鋼は、9Cr-2Mo-V-Nb および 12Cr-1Mo-W-V 鋼と同様に全て灰黒色の酸化物でおおわれており重量増加となっていた。酸化物は X 線解析により NaMo₂ と同定された。M はおそらく Cr と考えられる。しかし酸化による重量増加はあまり大きくなく、断面の光学顕微鏡観察により局部腐食は認められなかつた。ポット No. 3 に浸漬した試験片は灰色で金属光沢を有しており、酸化物は認められず重量減少を示した。

試験片の脱炭、浸炭は Fig. 11 および Fig. 12 に示すように試験条件および鋼種によつて変化する。9Cr-2Mo 鋼は、ポット No. 1 においては C 量変化は認められなかつたが、ポット No. 2 では浸炭し、ポット No. 3 では脱炭した。9Cr-2Mo 鋼と 9Cr-1Mo 鋼の間にはポット No. 1, 2, 3 では明確な差は認められなかつた。しかし Fig. 12 に示すようにポット No. 4 では 9Cr-2Mo-V-Nb, 12Cr-1Mo-W-V 鋼において 9Cr-2Mo 鋼の場合より顕著な浸炭が認められた。これは C 安定化元素の Nb, V, W, Cr が浸炭を促進させたと考えられる。また、9Cr-2Mo 鋼の浸炭の程度は、Fig. 11 と Fig. 12 を比較すればわかるように、ポット No. 4 と No. 2 で異なっている。これは、ポット No. 4 では No. 2 に比較し 2¹/₄Cr-1Mo 鋼の表面積率が大きいためと考えられ

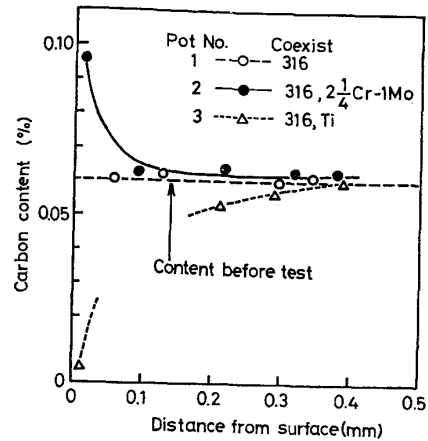


Fig. 11. Carbon content v.s. distance profile of 9Cr-2Mo steel immersed in pot No. 1, 2 and 3 for 500h at 650°C.

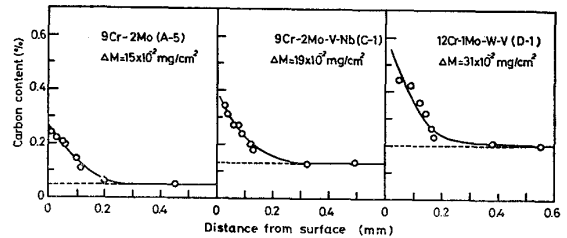


Fig. 12. Carbon content v.s. distance profile of high chromium ferritic steels immersed in pot No. 4 for 400 at 650°C, showing larger carbon uptake (ΔM) for stabilized steels.

る。

これらの結果より次のことがわかつた。Na 中で使用する場合、9Cr 鋼はオーステナイトステンレス鋼 (SUS 316) とほぼ同等の C 活量を有すると考えられるが、炭素源の存在により浸炭する。しかし、Na 中の C 活量が高 Cr フェライト鋼を浸炭させる程度に高くても、非安定化 9Cr-2Mo 鋼は安定化鋼、または、より Cr 量の高い鋼よりも浸炭しにくい。すなわち後者の方が C 活量が低い。

2.6 アルカリ溶液中における腐食

高速増殖炉蒸気発生器においては、Na 側の洗滌の際または水側への Na のリークの際、アルカリ溶液を生じることが考えられる¹⁵⁾。そこで 9Cr-2Mo 鋼のアルカリ溶液中における腐食挙動を検討した。

供試材は、9Cr-2Mo 鋼 (A-5) と比較鋼としての 2¹/₄Cr-1Mo 鋼 (E-1, 焼なまし)、9Cr-2Mo-V-Nb 鋼 (C-1) および 12Cr-1Mo-W-V 鋼 (D-1) である。試験は、2t×10W×75mm のシングル・U ベンド試験片 (5mm 拘束)

Table 6. Results of corrosion test in NaOH solution.

Steel	Crack	Corrosion rate ($\times 10^{-3}$ mm/day)						
		NaOH, 300°C				Boiling 30% NaOH		
		1%	3%	10%	30%	—	0.25% PbO	
A-5	9Cr-2Mo	None	0.2	0.3	0.1	0.4	2.9	0.3
E-1	2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo	None	3.3	6.6	2.1	6.6	6.5	1.2
C-1	9Cr-2Mo-V-Nb	None	0.2	0.2	0.2	0.2	2.7	0.4
D-1	12Cr-1Mo-W-V	None	0.2	0.2	0.2	0.6	5.0	0.4

をアルカリ溶液中に 300h 浸漬した後、腐食速度および応力腐食割れ感受性を検討した。アルカリ溶液は脱気した 300°C の NaOH 溶液、および沸騰 30%NaOH 溶液およびそれに 0.25% の PbO を添加した溶液である。

試験結果を Table. 6 に示した。応力腐食割れはいずれの鋼種でも発生していない。腐食速度は 9Cr-2Mo 鋼と他の高 Cr 2 鋼種は、ほぼ同程度で良好な耐食性を示し、300°C アルカリ溶液中において 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の約 $\frac{1}{10}$ ないし $\frac{1}{20}$ の腐食速度であつた。10%NaOH の濃度で腐食速度がやや低下しているのは密着性の良いマグネタイトが生成されていることによるものと思われる。沸騰 30%NaOH 溶液中では 9Cr-2Mo 鋼は 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の約 $\frac{1}{2}$ ないし $\frac{1}{4}$ の腐食速度であつた。

3. 考 察

高速増殖炉蒸気発生器管として使用される材料の世界におけるすう勢は、原型炉までは 18-8 系ステンレス鋼および 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼が主流をなしてきたが実証炉、実用炉においては大きく変化しようとしている¹⁶⁾。仏国においては実証炉 Super Phenix で Alloy 800 を使用するが、Alloy 800 は低熱伝導率、コスト高等のため将来材として高 Cr フェライト鋼を検討中であり、EM12 (9Cr-2Mo-V-Nb) が現在第一候補とされている。英国においては実用炉 CFR において種々の環境における耐食性を重視し 9Cr-1Mo 鋼を採用する。米国では特に高温強度に重点をおいて高 Cr 鋼を開発中であり、9Cr-1Mo-V-Nb-W 系材料等が候補鋼種となつている。独国においても 12Cr-1Mo 鋼管等の高 Cr 鋼の検討が行われている。

高速増殖炉蒸気発生器管用材料として要求される主な性質は、先ず第 1 にループ構成材料の温度差または C 活量の差によつて生ずる脱炭炭に対する抵抗である。脱炭に対しては、2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo-Nb 鋼のように C 安定化元素を添加する方法と高 Cr 含有鋼又はオーステナイトステンレス鋼のように C 活量の低い材料を採用する方法があ

るが 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo-Nb 鋼は高温強度が低い点に問題がある。浸炭は Na ポンプの油によるものが特に問題にされているが、これに対しては、Alloy 800 のように高 Ni 鋼を採用する方法と低合金鋼において Cr 量を適当なレベルに選定する方法がある。第 2 に Na リークによるアルカリ塩不純物が原因となる応力腐食割れに対する抵抗である。このためには 18-8 系ステンレス鋼は問題があり、Alloy 800 も完全とはいえず、フェライト系材料が好ましい。第 3 に高温強度が高いことである。高温強度が高い場合には管の肉厚を薄くできるため熱応力の問題に対しても有利となり、クリープ領域が高温側に移行することにより設計における非弾性解析を少なくできる。また設計温度上昇による高効率に発展する可能性もある。この他に要求される重要な性質として、水側腐食、水蒸気腐食、wastage に対する抵抗、錆発生に対する抵抗、溶接性、加工性、水圧テストに関連する靱性、熱電導率、実績、コスト等がある。

これらの要求を満す材料としては、高 Cr 高強度フェライト鋼が最も適当と考えられる。しかもこれまでの高速炉の事故発生原因を考慮すると溶接性が良好であることは必須条件であり、この点から特に Nb の添加は好ましくない。これに対して、低 C-9Cr-2Mo 鋼は、低 C で Nb を含有しないため溶接性が良好であり、9%Cr のため C 活量が低く脱炭しにくく、C 安定化元素を含有しないため浸炭もしにくい。水側腐食、耐酸化性も良好である。2%Mo のため高温強度も高い、しかもボイラ管としての長期間にわたる使用実績がある等の点で高速増殖炉蒸気発生器管として非常に有望である。

また筆者らは 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼において特定の焼ならし・焼もどし条件を選ぶことにより脱炭を抑制できることを別途見出している¹⁷⁾。従つて過熱器管および蒸発管の両方に 9Cr-2Mo 鋼を使用する炭素移行の少ない構成の他に、過熱器管に 9Cr-2Mo 鋼、蒸発管に特定熱処理の 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の組合せにより炭素移行の少ない経済的な材料構成が可能と考えられる。

4. 結 言

ボイラ用として開発された、9Cr-2Mo 鋼は、高速増殖炉蒸気発生器管用材料としても適用可能であると考えられたので、その適用に際して要求されると考えられる基本的特性について検討し、次の結果を得た。

(1) 9Cr-2Mo 鋼について、ASME Case 1592 にもとづく許容応力を算出した結果、全温度領域にわたり $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼よりも大幅に高い許容応力値が得られた。

(2) クリープと疲労の重畳効果を考慮した高温疲労特性は現用の $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼および SUS304 のそれと比較し劣るものでないことが確認された。

(3) 溶接高温割れ感受性を鉄研式拘束割れ試験およびバレストレイン試験により検討した結果、割れは発生せず、欧米の Nb, V, W 等を添加した高 Cr 高強度候補相当材に比較して良好な溶接性が確認された。

(4) Na 中炭素移行を検討し、本鋼はオーステナイトステンレス鋼とほぼ同等の C 活量を有し安定化高 Cr 高強度鋼に比較して浸炭しにくいことがわかった。

(5) アルカリ溶液中で応力腐食割れは発生せず、腐食速度は $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼に比較し、著しく小さい。

これらの結果より 9Cr-2Mo 鋼は高速増殖炉蒸気発生器管用材料の有力な候補となり得ると考える。

文 献

- 1) T. YUKITOSHI, T. MOROISHI, I. KOIZUMI, T. ABE, K. YOSHIKAWA, and Y. SHIDA: Nucl. Technol., 28 (1976), p. 506
- 2) M. G. ROBIN and J. BIRAULT: International Conference on Ferritic Steels for Fast Reactor Steam Generators, (1977), London, UK
- 3) S. D. HARKNESS, C. T. WARD, B. ROBERTS,

and B. CHAKRAVARTI: *ibid.*

- 4) T. YUKITOSHI, K. NISHIDA, T. ODA, and T. DAIKOKU: J. of Pressure Vessel Technol., May (1976), p. 173
- 5) 行俊照夫, 阿部 隆, 西田和彦, 牧浦宏文, 湯沢浩, 福島一夫: 住友金属, 27 (1975), p. 34
- 6) 行俊照夫, 吉川州彦, 大黒 貴: 昭和 53 年度火力発電大会発表
- 7) K. MATSUMOTO, Y. OHTA, T. KATAOKA, S. YAGI, K. SUZUKI, T. YUKITOSHI, T. MOROISHI, K. YOSHIKAWA, and Y. SHIDA: International Conference on Materials for Nuclear Steam Generators, (1975), Gatlinburg. Tennessee, USA
- 8) 行俊照夫, 西田和彦: 日本学術振興会, 耐熱金属材料第 123 委員会, 16 (1975), p. 115
- 9) M. T. JACOB and R. E. MOEN: Preprint of International Conference on SMIRT, Paper L316
- 10) 行俊照夫, 吉川州彦: 日本材料学会第 25 回学術講演会, (1976), 前刷 p. 25
- 11) 砂本大造, 佐近淑郎, 和田 宏, 行俊照夫, 吉川州彦: 火力原子力発電, 27 (1976), p. 361
- 12) S. S. MANSON, G. R. HALFORD and M. H. HIRSCHBERG: NASATMX-67838 (1971)
- 13) S. S. MANSON, G. R. HALFORD and A. C. NACHTIGALL: NASATM-71733, (1975)
- 14) 平川賢爾, 時政勝行: 日本材料学会第 16 回高温強度シンポジウム ((1978), 前刷 p. 6
- 15) M. INDIG: International Conference on Materials for Nuclear Steam Generators Sept., (1975), Paper U4-Z
- 16) International Conference on Ferritic Steels for Fast Reactor Steam Generators, (1977), London
- 17) T. MOROISHI and Y. Shida: 日本金属学会誌 40 (1976), p. 1184