



# 火力発電プラント用耐熱鋼の開発動向

増山 不二光\*

Recent Development of Heat Resistant Steels for Fossil-Fired Power Plants

Fujimitsu MASUYAMA

**Key words :** steel for elevated temperature service ; creep ; strength ; 9-12Cr ferritic steel ; stainless steel ; fossil-fired power plant ; power boiler ; steam turbine.

## 1. はじめに

最近新設される火力発電プラントの蒸気条件が効率向上のため相次いで引き上げられている。すなわち、1960年代末から約20年間に亘って538°C、24MPaに固定されていた蒸気条件は温度が566°Cあるいは593°Cへと、また圧力が超々臨界圧の31MPaへと上昇している。このような蒸気条件の向上はこれまで地道に続けられてきた耐熱鋼の研究開発の成果によるところが大きい。

これまでの研究開発において、特に9-12Crフェライト鋼と18Cr-8Niあるいは20-25Crオーステナイト鋼の進歩が目覚ましく、優れた材料が多数開発されている<sup>1)</sup>。火力発電プラント用耐熱鋼に要求される実用性能は高温強度、耐食性、溶接・加工性など多岐に亘るが、中でもクリープ強度は特に重要であり、その向上は材料開発における中心課題である。ここではこれまでに開発された耐熱鋼の発展の経緯を展望するとともに、主として9-12Crフェライト鋼、18Cr-8Niあるいは20-25Crオーステナイト鋼の組成とクリープ強度について検討し、今後の耐熱鋼開発の方向を探ることにしたい。

## 2. 耐熱鋼のクリープ強度向上

### 2・1 9-12Crフェライト鋼

9Cr鋼はもともと1950年代にアメリカで使用され始めたCrMo鋼の範疇に含まれる9Cr-1Mo鋼が起源であり、ボイラ用鋼管や化学工業用熱交換器管として使用された。一方、12Cr鋼は12Crあるいは13Crフェライトステンレス鋼を起源としており、タービン翼やロータとして使用された。現在ではボイラとタービンの両方において、Cr量を9~12%の間に調整した9-12Crフェライト鋼が開発されている。

Table 1はボイラ用9-12Cr鋼の化学成分を示す。ここで材料BA26のみが従来からの標準的な規格材料(JIS STBA26)であり、その他は全て最近の開発材である(表中の材料記号は規格材を除き、ボイラ用フェライト鋼には数字の前にFを付した。以下同様にタービン用鋼にはTを、またオーステナイト鋼にはAを数字の前に付した)。BA26は溶接性が悪く、また、高温強度も2.25Cr-1Mo鋼に劣るため現在我が国では全く使用されていない。F11<sup>2)</sup>はこれを改良した単純な組成の低炭素9Cr-2Mo鋼であり、2.25Cr-1Mo鋼と18Cr-8Niオーステナイト鋼との中間のクリープ強度を有している。

Table 1. Nominal chemical composition of 9-12Cr boiler tubing steels.

Steels	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	Ti	B	Others	
9Cr Steel	BA26	0.12	0.6	0.45	—	9.0	1.0	—	—	—	—	—	
	F11	0.07	0.3	0.45	—	9.0	2.0	—	—	—	—	—	
	F12	0.10	0.4	0.10	—	9.0	2.0	—	0.30	0.40	—	—	
	F13	0.06	0.5	0.60	—	9.0	1.0	—	0.25	0.40	—	0.005	
	F14	0.10	0.4	0.45	—	9.0	1.0	—	0.20	0.08	—	0.04N	
	F15	0.07	0.06	0.45	—	9.0	0.5	1.8	0.20	0.05	—	0.004	0.06N
12Cr Steel	F21	0.20	0.3	0.55	—	12.0	1.0	—	0.25	—	—	—	
	F22	0.07	0.3	0.60	—	12.0	1.5	1.0	0.20	0.05	—	—	
	F23	0.10	0.3	0.55	—	12.0	1.0	1.0	0.25	0.05	—	0.03N	
	F24	0.11	0.1	0.60	—	11.0	0.4	2.0	0.20	0.05	—	0.003	0.06N,1.0Cu
	F25	0.11	0.6	0.50	—	12.0	0.5	1.8	0.20	0.05	—	0.004	0.06N

平成5年11月5日受付 平成6年1月14日受理 (Received on Nov. 5, 1993; Accepted on Jan. 14, 1994) (依頼展望)

\* 三菱重工業(株)長崎研究所 (Nagasaki Research & Development Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., 5-717-1 Fukabori-machi, Nagasaki 851-03)

その他の材料は表から分かるように、V、Nbを合金元素として含んでいる。これらの中でも初期に開発されたF12<sup>3)</sup>やF13<sup>4)</sup>は比較的少量のVとNbが添加されているが、最近ではVとNbはクリープ強度の面からそれぞれ約0.2%および約0.05%に適正化されている。Fig. 1<sup>5)</sup>に12Cr-1Mo-1W鋼におけるVとNbの添加量に対して600°C×10<sup>4</sup>hクリープ破断強度を等高線として示しているが、クリープ強度向上の面からはVは0.2~0.3%が、またNb量は0.1%以下の微量添加が有効であることが明らかである。12Cr鋼の中でF21<sup>6)</sup>はドイツで開発された比較的古い材料であり、ボイラ用鋼管の他にタービン用材料としても使用されるために炭素量が多く、主としてVのみによってクリープ強度が高められている。従って、溶接性が悪く、我が国やアメリカでは使用されておらず、もっぱらドイツを中心に欧州で使用されている。また、クリープ強度も前述のF11と同程度であり、それ程優れているとは言えない。このような中で、18Cr-8Ni系鋼に匹敵する材料としてアメリカで開発されたのがF14<sup>7)</sup>である。この材料は機械的性質とクリープ強度向上のためにC、V、Nb及びCr当量が適正化され、CrMo鋼としては最高のクリープ強度を有している。

Table 1にはWを含む材料がいくつか示されている。従来はWによるクリープ強度向上を疑問視する意見もあり、CrMo鋼程活発に研究はなされなかった。しかし、Wによる強化が明らかになるにつれ、最近ではCrW鋼が火力発電用耐熱鋼の研究開発の主流となっている。これは後述のタービン用材料においても同様である。表中のF22<sup>8)</sup>とF23<sup>9)</sup>はW強化鋼の先駆けとなった材料であり、C、V、Nbを適正化した上でMoとWが複合添加されている。両者の添加量はほぼ等しく、Mo当量(Mo+½W)としては約1.5%である。F15<sup>10)</sup>、F24<sup>11)</sup>およびF25<sup>12)</sup>はMoを減量し、Wをさらに増量添加した材料で、最も新しい開発材である。この場合、Mo量は約0.5%まで減量されているが、WでMoを代替し、Mo当量は相変わらず約1.5%となっている。Fig. 2<sup>13)</sup>は9Cr-VNb鋼におけるMoとWの添加量と600°C×10<sup>5</sup>hクリープ強度との関係

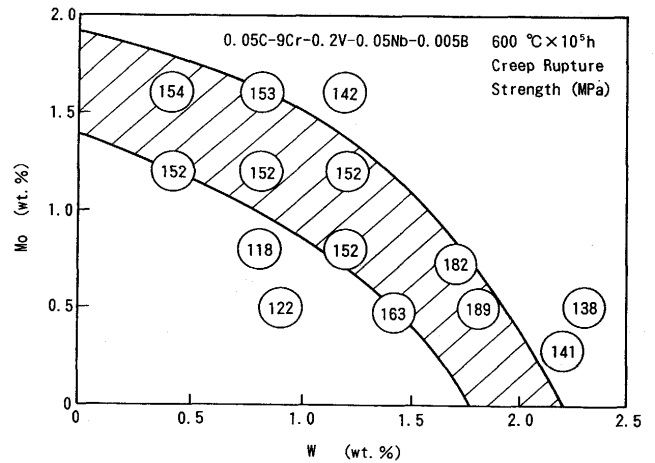


Fig. 2. Effect of content of Mo and W on creep strength of 9Cr-VNb steel.

を示している。図中のバンドは150MPa以上の強度を示す範囲であり、これから高いクリープ強度が得られるのはMo+½Wが約1.5%で、その中でもMoを0.5%とした場合に最高の強度が得られている。このようにMoを減じていくと、MoのWとの複合添加に意味があるのか疑問がでてくるが、現在のところMoを完全に0%、すなわち、無添加とすると強度が低下するようである<sup>14)</sup>。この点については今後更に検討を要すると思われる。

Fig. 3はボイラ用9-12Cr鋼の発展過程とともに600°C×10<sup>5</sup>hクリープ強度を示す。VやNbを含まない従来の9Cr鋼あるいは12Cr鋼のクリープ強度はせいぜい35MPa程度であるが、Moの増量添加やV、Nbの添加によって、60~80MPaまで強度が上昇する。さらにV、Nb量の適正化などにより強度は100MPaまで上昇するが、CrMo系ではこれが限界のようであり、さらなる強度の上昇はCrW系によって達成され、140MPaの強度が得られるようになる。9-12Cr鋼は通常マルテンサイト単相の組織であるが、炭素量を減じ、Cr当量を高めることによってフェライトが残留した2相組織とすることができ、ボイラ用鋼管(伝熱管等の小径管)の場合には靱性がそれほど問題にされず、また、むしろ溶接性の

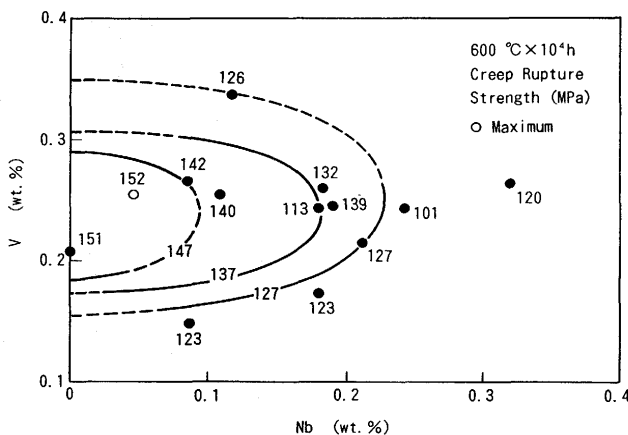


Fig. 1. Effect of content of V and Nb on creep strength of 12Cr-1Mo-1W steel.

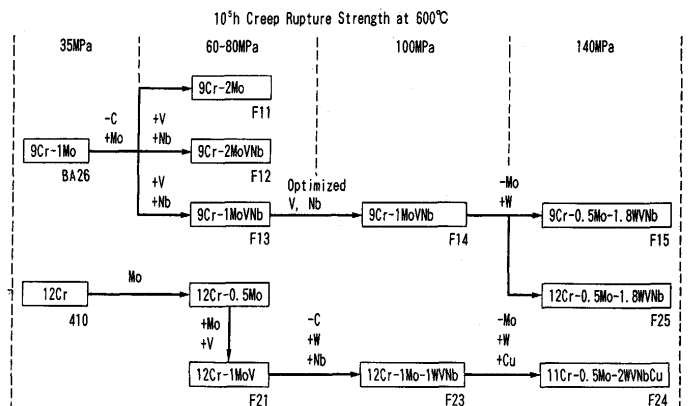


Fig. 3. Progress of alloy development for 9-12Cr boiler tubing steels.

Table 2. Nominal chemical composition and heat treatment of 9-12Cr turbine steels. (wt. %)

Steels	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	Ti	B	N	Norm. (°C)	Temp. (°C)
T1	0.15	0.40	0.60	—	12.0	0.5	—	0.30	0.25	—	—	0.050	1150	650
T2	0.20	0.30	0.50	—	10.5	1.5	—	0.20	0.15	—	0.03	0.015	1150	700
T3	0.18	0.30	0.60	0.60	10.5	1.0	—	0.20	0.06	—	—	0.060	1050	620
T4	0.14	0.05	0.50	0.60	10.3	1.5	—	0.17	0.06	—	—	0.040	1100	680
T5	0.10	0.70	0.70	0.50	9.5	1.0	—	0.15	0.06	—	—	0.040	1050	710
T6	0.14	0.05	0.50	0.50	10.5	0.5	1.8	0.17	0.06	—	—	0.040	1050	680

面からはδフェライトの存在が好ましいので開発材の中には意図的に2相組織としたものもある。F11, F12, F13およびF23は約30%のδフェライトを含む2相組織であり、F24もδフェライトを含むことができる。これらの材料では積極的にδフェライトを含有させてもクリープ強度の低下はない。これは約750°C以上の高温での焼戻し処理が行われ、また、フェライト地に微細な炭化物が析出するために短時間側の強度はタービン用材料のような低温焼戻し材に比べて高くないが、長時間まで安定した強度が確保されることによると考えられる。

Table 2はタービン用9-12Cr鋼の化学成分と熱処理条件を示している。タービン用材料では常、中温での強度も重要視されるので、一般に焼戻し温度が低い。従って、タービン用材料のクリープ強度には化学成分の他に熱処理条件が大きく影響する。しかし長時間側の強度はほぼ化学成分で決定されると考えられるので、これをもとに組成とクリープ強度との関係について述べることにする。表中の材料は小形部材、ロータ、車室用鋳鋼などとして開発されたものであり、相互に比較するのは大きな意味をもたないかもしれないが、歴史的にはFig. 4のような発展過程をたどっている。T1<sup>15)</sup>はイギリスで開発された基本的な高強度12Cr鋼であり、V, Nb, Nを含んでいる。タービン材料の炭素量は鋳鋼を除き溶接構造物とはならないこと、また常・中温の強度を高めることが必要のためにボイラ用材料に比べて高めの値となっているが、T1も例外ではない。しかし、T1はNbを比較的多量含有しており、焼ならし温度を低める必

要がある場合にはクリープ強度の面から必ずしも適正化された組成とは言えない。T1をもとに開発されたのが、T2<sup>16)</sup>とT3<sup>17)</sup>であり、前者はガスタービンディスクに、後者はタービンロータに使用される。T3はロータ用大型部材であり、靱性を確保せねばならないので焼ならし温度を低下させ、それによって固溶量が低下するNb量を減少させている。また、Cr当量を低下させて靱性と短時間側（高応力側）クリープ強度に悪影響を及ぼすδフェライトの生成を抑制している。T2はT1と同じく小型部材であり、焼ならし温度は高く出来るのでNb量は比較的高めにし、さらにBを添加して著しく強度を高めている。T2とT3で採用された組成は約10年前に始まった超高温高压タービンロータや車室材の開発に大きな影響を及ぼした。T4<sup>18)</sup>やT5<sup>19)</sup>はその良い例であり、炭素量を若干低下させ適正化されたV, Nb, Nによってクリープ強度が向上している。T5は溶接性を考慮しなければならない鋳鋼であるために炭素量がより低くなっているが、車室材としては低合金鋼の使用限界を越える593°Cで使用できる。最近のタービン用材料は12Cr鋼と呼ばれていてもCr当量を低くするためにCr量が低減され、約10%の含有量となっている。また、より高温での用途、あるいは高強度化のためにはもはやCrMo系では限界であり、CrW系の材料開発が必要であると考えられている。Fig. 4の10Cr-0.5Mo-2WVNbN (T6)<sup>20)</sup>は612°Cで使用し得るロータを提供するために開発された材料で、Moを0.5%に減量し、Wを2%まで増量している。この場合もMo当量は1.5%となっており、クリープ強度向上に最も適した組成となっている。9-12Cr鋼の組織とクリープ強度との関係に関連して、δフェライトの含有は長時間クリープ強度に影響を及ぼさないことを前に述べたが、焼戻し温度はクリープ強度に大きな影響を及ぼす。すなわち、δフェライトを約30%含有する12Cr-1Mo-1WVNb鋼では、750°C焼戻しの場合は短時間側の強度は高いが、600°Cでは10<sup>4</sup>h以上、650°Cでは5×10<sup>3</sup>h以上においてクリープ破断曲線に大きな折れ曲りがみられ、長時間側の強度は800°C焼戻しの場合に比べ大きく低下した<sup>21)</sup>。これは、750°C焼戻し材ではクリープ中にマルテンサイト組織の等軸フェライト化が顕著であるのに対し、800°C焼戻し材ではセル組織が観察され、回復が遅く、またマルテンサイトラス内に微細な析出物が安定して存在することによって長時間でも高い強度が確保されることによる<sup>21)</sup>。

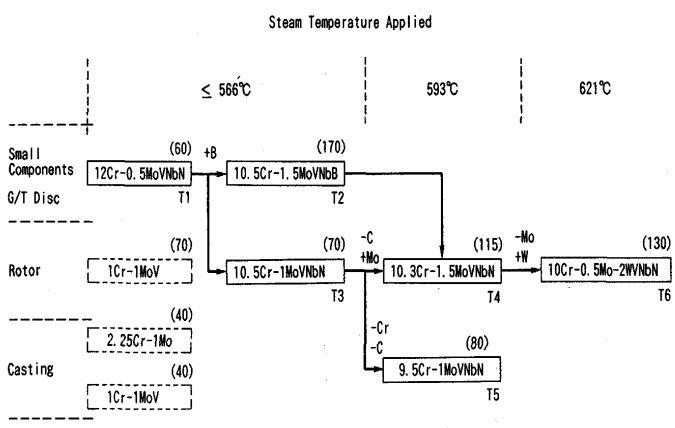


Fig. 4. Progress of alloy development for 9-12Cr turbine steels. ( ) designates 10<sup>5</sup>h creep strength in MPa at 600°C.

Table 1 と Table 2 に示した新しく開発された9-12Cr鋼の

うち、成分設計に従来にならぬ試みがなされたものがある。それはF24におけるCuの添加である。F24はボイラ用伝熱管(小径管)として開発されたF23のクリープ強度をさらに向上させながら大径厚肉管用材料として開発されたものである。大径厚肉管は靱性が重視されるために $\delta$ フェライトの存在は好ましくなく、マルテンサイト単相鋼とする必要がある。そこで従来の方ではCr当量を低下させるためにNiやNの添加がまず提案されるが、これらの元素は $A_{c1}$ を大きく低下させ、クリープ強度安定化のための高温での焼戻しが不可能となる。そこで、熱間加工時の割れの原因となる元素ではあるが、この両方の面から有効なCuの添加を敢えて試み、さらに割れ防止のための成分改良を行って、優れた特性を有する材料が得られた。このような組成の選択は組織制御の面から新しいものであり、今後の材料開発にとって大いに参考になる。

2.2 オーステナイト鋼

オーステナイト鋼の開発では25%を越えるCrや35%を越えるNiを添加した高Cr高Niオーステナイト鋼も開発されている<sup>1)</sup>が、経済性を考慮すると必ずしも得策ではない。18Cr-8Ni系鋼及び25Cr-20Ni系鋼は従来からよく用いられている典型的な準安定オーステナイト鋼である。しかし、これらの材料はもとと化学工業用として耐食性を重視して開発されたもので、高温強度を考慮すると組成は適正なものではない。

Table 3はボイラ用18Cr-8Ni系鋼と20-25Cr系鋼の成分を示す。このうち、304H, 321H, 316H, 347H, 310および800Hは従来から用いられている標準的な規格材料(それぞれJIS SUS304HTB, SUS321HTB, SUS316HTB, SUS347HTB, SUS310, NCF800HTB)であり、その他は新しく開発された材料である。これらのクリープ強度は許容応力によって比較することができる。18Cr-8Ni系鋼ではA11<sup>2)</sup>A12<sup>3)</sup>の強度が高く、安定オーステナイトの高強度15Cr-15Ni系鋼である17Cr-14NiCuMo (17-14CuMo)<sup>24)</sup>や15Cr-10Ni-6Mn (E1250)<sup>25)</sup>の強度に匹敵する。また、20-25Cr系鋼では経済性も考慮するとA21<sup>26)</sup>, A22<sup>27)</sup>, A25<sup>28)</sup>などが注目し値する材料であると言える。Table 3に示した組成から18

Cr-8Ni系の新材料はTiおよびNbあるいはNbの添加による析出強化を狙ったものであることが分かるが、その添加量は従来Ti, Nb添加鋼である321H, 347Hに比べ著しく低い。321Hや、347HにおけるTiあるいはNbの添加量は粒界腐食防止の面からCrと結合する炭素を固定することを目的として適正化されたものである。しかし、18Cr-8Ni-NbTi鋼 (A11) のクリープ破断強度に及ぼす (Ti+Nb)/C比の影響を調べた結果<sup>29)</sup>によれば、従来321Hと347Hの(Ti+Nb)/C比は約1.5であり、クリープ強度が最高の値となる約0.2~0.3よりもかなり大きい。最近開発された材料はTi, Nbの添加量をクリープ強度が最高になるように炭素量に対して相対的に少なくしている。このような組成の適正化は炭素の完全な固定化には不十分であるので、“Under Stabilizing”と呼ばれるが、高温強度を重視したオーステナイト鋼開発の一方向と考えられる。この他にクリープ強度を向上させるために新しい合金元素を適用した例が18Cr-8Ni-CuNbN鋼 (A12) である。これは約3%のCuを添加したもので、17-14CuMoにおけるCuの添加量と同じである。従来Cuのクリープ強度に及ぼす影響は明らかではなかったが、微視組織の観察結果からCuは“Cuリッチ相”と呼ばれる極めて微細な析出物としてオーステナイト地に析出し、それが熱的に安定であることからクリープ強度向上に著しい効果があることが確認された<sup>21)</sup>。

20-25Cr系鋼は18Cr-8Ni系鋼よりも耐高温腐食性が優れているが、800Hを除けばクリープ強度は18Cr-8Ni系鋼よりも低い。従って、このクリープ強度を改善できれば極めて利用価値の大きな高性能材料となる。オーステナイト鋼におけるクリープ強度向上のための成分設計は成分系によって異なり一定の傾向はないが、概ね共通しているのはNb, Tiの微量添加とNi量が相対的に低い場合の約0.2%のN添加によるオーステナイト相の安定化である。従って、組織を安定オーステナイトとし、“Under stabilizing”による微細な炭化物を析出させて強度を向上させるという考え方がとられている。

Fig. 5はボイラ用18Cr-8Ni系および20-25Cr系オーステナイト鋼の発展過程を示しているが、18Cr-8Ni系の304H, 25

Table 3. Nominal chemical composition of 18Cr-8Ni and 20-25Cr austenitic boiler tubing steels. (wt. %)

Steels	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	Ti	B	Others	
18Cr-8Ni Steel	304H	0.08	0.6	1.6	8.0	18.0	—	—	—	—	—	—	
	316H	0.08	0.6	1.6	12.0	16.0	2.5	—	—	—	—	—	
	321H	0.08	0.6	1.6	10.0	18.0	—	—	—	0.5	—	—	
	347H	0.08	0.6	1.6	10.0	18.0	—	—	—	0.8	—	—	
	A11	0.12	0.6	1.6	10.0	18.0	—	—	—	0.10	0.08	—	
	A12	0.10	0.2	0.8	9.0	18.0	—	—	—	0.40	—	—	3.0Cu,0.10N
20-25Cr Austenitic Steel	310	0.08	0.6	1.6	20.0	25.0	—	—	—	—	—	—	
	800H	0.08	0.5	1.2	32.0	21.0	—	—	—	—	0.5	—	0.4Al
	A21	0.06	0.4	1.2	20.0	25.0	—	—	—	0.45	—	—	0.2N
	A22	0.15	0.5	1.0	25.0	20.0	1.5	—	—	0.2	0.1	—	—
	A23	0.08	0.5	1.0	35.0	22.0	1.5	—	—	0.2	0.1	—	—
	A24	0.08	0.4	0.8	34.0	22.0	1.25	—	—	0.4	—	—	—
A25	0.05	0.4	1.5	15.0	22.0	—	—	—	0.7	—	0.002	0.15N	

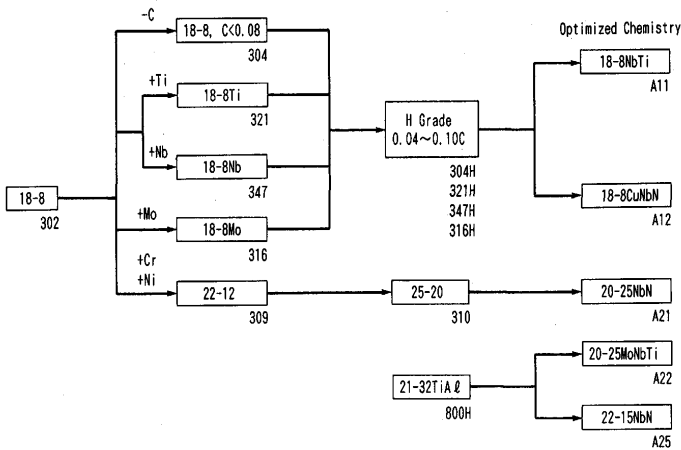


Fig. 5. Progress of alloy development for 18Cr-8Ni and 20-25Cr austenitic boiler tubing steels.

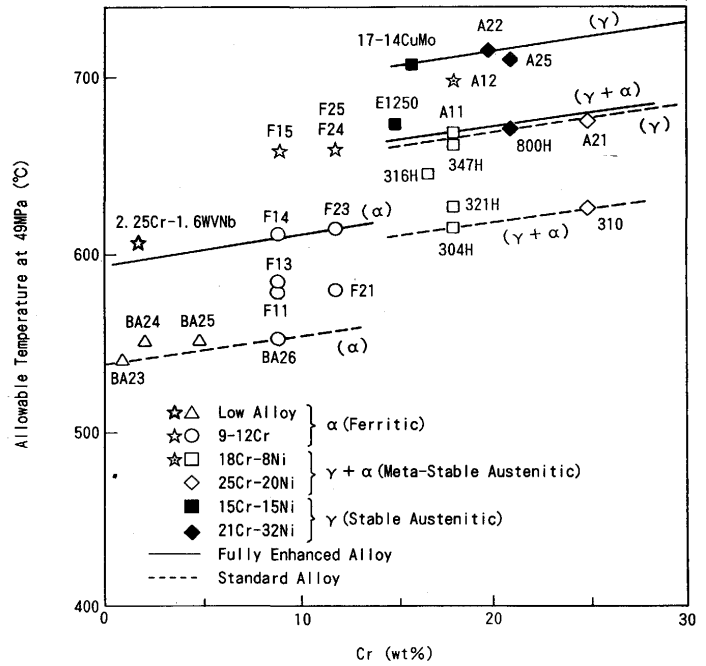


Fig. 6. Temperature at 49MPa of allowable stress as a function of Cr content of boiler tubing steels.

Cr-20Ni系の310あるいは21Cr-32Ni系の800Hをもとに経済性も考慮した多彩な高強度鋼が出現している。

### 3. 耐熱鋼開発の方向

以上に述べたようにフェライト鋼及びオーステナイト鋼ともクリープ強度が著しく向上した新しい耐熱鋼が続々と出現していることを知った。これらの材料は当然のことながら、クリープ強度以外の機械的性質、実用性能なども考慮して開発されているので総合的にみても十分実用耐熱鋼と呼べるものであり、実際に実機で使用されているものも多数ある。このような実用耐熱鋼のみを対象として、種々の成分系のクリープ強度がこれまでの研究によってどのように向上したかを示したのがFig. 6である。これは物理的な意味はもたないが、横軸を材料のCr量とし、縦軸を許容応力49MPaにおける温度として各種材料をプロットしたものである。なお、縦軸の温度は各材料の許容応力—温度線図<sup>30)</sup>から求めた。

従ってこの図では縦軸の温度が高い程、クリープ強度が高いことを意味し、同じCr量の鋼種群を見るとフェライト鋼、準安定オーステナイト鋼及び安定オーステナイト鋼とも従来の標準的な規格材料に比べ最高に強度を向上させた材料は約50°C高いところに位置することが分かる。これらの下限線と上限線はCr量の増加に対して右上りの直線として表せるが、これは、材料中のCr量が増すことはCr以外の合金元素の添加も多くなり、必然的に材料が高級化していることを意味する。この上限線を見るといくつかのCr量の鋼種において空欄となったところがあり、ここに新材料が生まれる可能性があると言える。

ところで、星印で示した4点は同じCr量の材料と比較しても上限線を大きく上廻ったところに位置する。このことは上限線で用いられた強化手法とは全く異なる新しい手法で材料が強化されたことを意味する。すなわち、フェライ

ト鋼における3点(内1点は2.25Cr低合金鋼の鋼種群に含まれるが、2.25Cr-1.6WVNb鋼<sup>31),32)</sup>であり、規格材の2.25Cr-1Moの鋼(図中BA24)に比べ約1.8倍のクリープ強度を有している)はいずれもMoをWによって大幅に置換したCrW系材料であり、準安定オーステナイト鋼における1点は18Cr-8Ni系鋼に3%のCuを添加した材料である。CrW系フェライト鋼のクリープ強度がなぜこのように大幅に上昇するのか未だ明らかではないが、Cu添加18Cr-8Ni系鋼では極めて微細なCuリッチ相が析出し、それが熱的に安定であることがクリープ強度向上に有効であることは前述した。さらに詳細な解析が進めば、これらの例のように従来の強化手法で期待される強度を大幅に上廻る耐熱材料が次々に開発されるかも知れない。

### 4. おわりに

火力発電用耐熱鋼の発展の経緯を展望し、最近特に進歩が著しい9-12Crフェライト鋼、18Cr-8Niあるいは20-25Crオーステナイト鋼の組成とクリープ強度について整理してみた。

その結果、数十年に亘る研究開発の成果として、いずれの成分系でも従来からの標準的な規格材料に比べ約50°Cの耐熱性の向上が得られていることが分かった。これはフェライト鋼ではC, V, Nb添加量の適正化及びNの添加によって得られたものである。さらにフェライト鋼ではCrW系とすることによって、またオーステナイト鋼ではCuを合金元素とすることによって約50°C向上した上限をさらに大幅に上廻

る強度を有する材料が得られることも分かった。今後ともこのような手法あるいは全く新しい独創的な手法の導入によって画期的な耐熱材料が出現する可能性があると考えられるので、この分野の研究が一層活発になることを期待する。

### 文 献

- 1) 増山不二光：第133回西山記念技術講座(日本鉄鋼協会編),「エネルギー生産と材料へのニーズ—現状と将来展望—」, (1991), p.89
- 2) T. Yukitoshi, K. Nishida, T. Oda and T. Daikoku: Trans. ASME, J. Pressure Vessel Technology, **98** (1976), p.73
- 3) M. Ivenel: Revue Générale Term., (1964), p.555
- 4) 木下和久：日本鋼管技報, **62** (1973). p.602
- 5) K. Yoshikawa, A. Iseda, M. Yano, F. Masuyama, T. Daikoku and H. Hanada: 1st Int. Conf. Improved Coal-Fired Power Plants, Palo Alto, CA., Nov. 19-21, (1986)
- 6) G. Kalwa, K. Haarmann and J. K. Janssen: Metall. Soc. AIME, Topical Conf. Ferritic Alloys for Use in Nuclear Energy Technology, Snow-bird, UT., June 19-23, (1983)
- 7) V. K. Sikka, C. T. Ward and K. C. Phomas: ASM Int. Conf. Production, Fabrication, Properties and Applications of Ferritic Steels for High-Temperature Applications, Warrem, PA., Oct. 6-8, (1981)
- 8) E. J. Vineberg, T. B. Cox, C. C. Clack and P. Bousset: Int. Conf. High Temperature Alloys, Petten, Netherlands, Oct. 15-17, (1985)
- 9) K. Yoshikawa, A. Iseda, H. Teranishi, F. Masuyama, T. Daikoku and H. Haneda: Int. Conf. High Temperature Alloys, Petten, Netherlands, Oct. 15-17, (1985)
- 10) 榑原瑞夫, 榑本弘毅, 小川忠雄, 高橋常利, 藤田利夫: 火力原子力発電, **38** (1987), p.841
- 11) A. Iseda, Y. Sawaragi, S. Kato and F. Masuyama: 5th Int. Conf. Creep of Materials, Lake Buena Vista, FL., May 18-21, (1992)
- 12) T. Fujita: Metal Progress, **130** (1986), p.33
- 13) 保田英洋, 榑原瑞夫, 高橋常利, 直井 久, 榑本 毅: 火力原子力発電, **39** (1988), p.517
- 14) 増山不二光: 未発表
- 15) D. A. Oliver and G. T. Harris: Iron and Steel Inst., Special Report No.43 (1952), p.46
- 16) T. Fujita: Trans. JIM, **9** (1968), p.167
- 17) D. L. Newhouse, C. J. Boyle and R. M. Curran: 68th ASTM Annual Meeting, Lafayette, IND., June 13-18 (1965)
- 18) Y. Nakabayashi, A. Hizume, Y. Takeda, Y. Takano, T. Fujikawa, H. Yokota, A. Suzuki, S. Kinoshita, M. Kohno and T. Tsuchiyama: 1st. Int. Conf. Improved Coal-Fired Power Plants, Palo Alto, CA., Nov.19-21, (1986)
- 19) Y. Nakabayashi, A. Hizume, M. Nakamura, Y. Takeda, T. Fujikawa and H. Yokota: 1st Int. Conf. Improved Coal-Fired Power Plants, Palo Alto, CA., (1986)
- 20) A. Hizume, Y. Takeda, Y. Takano, H. Yokota, A. Suzuki, S. Kinoshita, M. Kohno and T. Tsuchiyama: 1st. Int. Conf. Improved Coal-Fired Power Plants, Palo Alto, CA., Nov.19-21, (1986)
- 21) 伊勢田敦朗, 寺西洋志, 増山不二光: 鉄と鋼, **76** (1990), p.1076
- 22) Y. Minami, K. Kimura and M. Tanimura: ASTM Int. Conf. New Development in Stainless Steel Technology, Detroit, MI., Sept. 17-21, (1984)
- 23) Y. Sawaragi, K. Ogawa, S. Kato, A. Natori and S. Hirano: Sumitomo Search, **48** (1992), p.50
- 24) F. Eberla, F.G. Ely and J. S. Dillon: Trans. ASME, **76** (1954), p.665
- 25) J. D. Murray: Welding and Metal Fabrication, **9** (1962), p.350
- 26) 榑木義淳, 寺西洋志, 牧浦宏文, 三浦 実, 久保田稔: 住友金属, **37** (1985), p.166
- 27) M. Kikuchi, M. Sakakibara, Y. Otaguro, H. Mimura, S. Araki and T. Fujita: Int. Conf. High Temperature Alloys, Petten, Netherlands, Oct. 15-17, (1985)
- 28) 遠山 晃, 南 雄介, 山田武海: 材料とプロセス, **1** (1988), p.928
- 29) 篠田隆之, 田中良平: 日本金属学会会報, **11** (1972) 180
- 30) F. Masuyama and H. Haneda: 1st Int. Conf. Improved Coal-Fired Power Plants, Palo Alto, CA., Nov. 19-21, (1986)
- 31) 伊勢田敦朗, 高部秀樹, 増山不二光, 横山知充: 材料とプロセス, **6** (1993), p.1803
- 32) 増山不二光, 横山知充, 榑木義淳, 伊勢田敦朗: 材料とプロセス, **6** (1993), p.1804