

超超臨界圧プラント用高 Cr フェライト鋼 の開発

解説

藤 田 利 夫*

Development of High Chromium Ferritic Steels for Ultra Super Critical Power Plant

Toshio FUJITA

1. はじめに

高 Cr (9~13% Cr) フェライト鋼は 1940 年ごろから英国でガスタービン用ディスク, 蒸気タービン動翼などに使用するために研究が始められ, 1945~1950 年ごろに高強度の H46¹⁾³⁾ (SUH600), FV448²⁾³⁾ などが開発された。また米国では同じころ C-422³⁾ (SUH616), Lapelloy (0.3C-12Cr-2.75Mo-0.25V)³⁾ などが開発され, 蒸気タービン動翼, ボルトなどに使用された。また欧州では加工性, 溶接性を要求されるボイラ管には, HT-9³⁾, EM12⁴⁾¹⁶⁾ などが開発され広く使用されている。高強度, 高じん性を有するものとしては, H46, C-422 など, 加工性, 溶接性のすぐれたものとしては, HT-9 が最も有名である。

これらの化学成分, 熱処理, 10⁵ h のクリープ破断強度を Table 1 に示す。

著者らは 1953 年からこの系の鋼について研究を行い, 1956 年, 600~650°C の 10⁵ h のクリープ破断強度が H46 の 2~3 倍の強度を有する画期的な TAF 鋼^{5)~13)} を発見し, その後この鋼を改良して溶接性, 加

工性のすぐれた TB9¹⁴⁾¹⁵⁾, TB12¹⁴⁾¹⁵⁾ 鋼, さらに大型蒸気タービンロータとしてすぐれた TR1100¹⁴⁾¹⁵⁾, TR1200 鋼¹⁴⁾¹⁵⁾ を開発することができた。現在この高 Cr フェライト鋼は蒸気タービン動翼, ロータおよびケーシング, ガスタービンロータおよびディスク, 高温ボルト, ボイラ管などの外に高速増殖炉用燃料被覆管, ラPPER管, 蒸気発生管および核融合炉第一壁材料としての使用が見込まれ, 諸外国をはじめ我が国でも盛んに研究が進められている。

2. 超超臨界圧火力プラントの現状と将来

米国は 2050 年ごろまで, 電源開発は原子力ではなく, 主として石炭だき火力に頼る見通しで, 現在のプラントより熱効率を向上させた超超臨界圧火力プラントを検討し, 1995 年ごろから 593°C, 316 kgf/cm² の蒸気条件で 600~800 MW 級の火力発電プラントの運転を計画している。欧州でも同様の計画が行われている。

一方, 我が国でも電源開発(株)で 593°C, 316 kgf/cm² および 650°C, 350 kgf/cm² の火力発電プラントを実現すべく研究が進められ, 1987 年 4 月から 1 000 MW

Table 1. High Cr ferritic steels.

	C	Mn	Si	Cr	Mo	W	V	Nb	Other element	Heat treatment	10 ⁵ h creep rupture strength (MPa)	
											600°C	650°C
H46(SUH600)	0.16	0.6	0.4	11.5	0.65	—	0.3	0.25	0.05N	1 150°C O.Q. 650°C A.C.	63	(30)
FV448	0.13	1.0	0.5	10.5	0.75	—	0.15	0.45	0.05N	1 150°C O.Q. 650°C A.C.	(40)	—
C-422(SUH616)	0.23	0.6	0.4	13.0	1.0	1.0	0.25	—	0.7Ni	1 060°C O.Q. 650°C A.C.	70	(30)
HT-9	0.20	0.55	0.25	11.5	1.0	0.5	0.3	—	0.55Ni	1 050°C A.C. 760°C A.C.	63	(30)
EM-12	0.10	1.0	0.4	9.5	2.0	—	0.3	0.4	—	1 080°C A.C. 785°C A.C.	85	(37)
TAF	0.18	0.5	0.3	10.5	1.5	—	0.2	0.15	0.03B	1 150°C O.Q. 700°C A.C.	170	85

(): Extrapolated

平成元年 11 月 8 日受付 (Received Nov. 8, 1989) (依頼解説)

* 東京大学名誉教授 工博 (Professor Emeritus, The University of Tokyo, 1-14-4 Mukogaoka Bunkyo-ku, Tokyo 113)
Key words : ultra super critical ; high chromium ferritic steel ; power plant ; turbine rotor ; boiler tube ; heat resistant steel ; creep rupture strength ; alloy design ; heat treatment ; TAF steel ; TB9 steel.

の発電を模擬した 593°C, 102 kgf/cm², 50 MW の火力プラントが運転され, このタービンロータには TR1100 鋼が使用されている. さらに 1990 年 10 月から 650°C, 102 kgf/cm², 50 MW の火力プラントが運転される予定である. この計画は今後の世界の発電プラントの方向づけをする非常に重要なプロジェクトになると考えられる.

3. ボイラ用高 Cr フェライト鋼

高 Cr フェライト鋼は 550~650°C ですぐれた高温強度, 耐食性, 加工性を有するため将来はかなり広い範囲で使用されると考え, この系の鋼のボイラ用としての開発研究を 1975 年から開始した. 当時, すでに著者らは高 Cr フェライト鋼で最も高温強度のすぐれた TAF 鋼を開発して, それまでにその長時間 (10⁴~10⁵ h) の高温強度^{5)~13)} を多数得ていたが, この鋼は高 C, 高 B のためボイラ管として必要な溶接性, 加工性がよくないので, TAF 鋼の化学成分を基本にして新しいボイラ用高 Cr フェライト鋼の合金設計をした. その化学成分, 熱処理は Table 2 に示す.

C 量はボイラ鋼に必要な高温強度, 溶接性, 加工性を満足させるためには 0.05~0.10% が最もよいと考えられる. C 量が 0.05% 以下では溶接性がよくても高温強度が十分でないし, 0.10% 以上では高温強度がよくても溶接性が悪くなる. したがって C 量は 0.05% と 0.10% の 2 種類を採用し, 他の合金元素は T-1, T-2 鋼とも同じにした.

Cr 量は従来の研究から 9~10% 付近が最もよいと考えられていたが, 高温 (600~650°C) の耐食性を考慮して 10% にした. 一方, このように 0.05~0.10% C, 10Cr の鋼に合金元素を添加すると 20~30% の δ フェライトを含有することになり, これが溶接性に好影響をあたえると考えていたが, 最近の著者らの研究から δ フェライトを含む鋼は長時間使用によりぜい化するため, δ フェライトを含有しない方がよい.

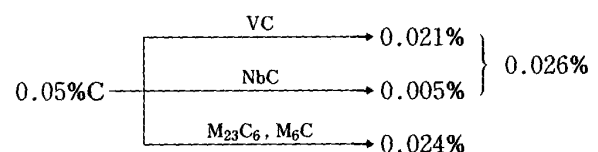
Mo はこの系鋼の長時間クリープ破断強度を左右する最も重要な元素である. Mo 量を多くすれば固溶強化作用, 炭化物 (M₂₃C₆, M₆C など) および金属間化合物 (Fe₂Mo) の析出強化作用が考えられるが, 耐食性, 加工性, じん性を考慮して 2% にした.

V は少量添加でも高温強度を著しく変化させる. V

量は 0.2% C 付近では 0.20~0.23% 付近が最もよい⁶⁾. 0.05% C では V を 0.21% 添加すると VC しか析出しなくなり, 多種類の炭化物を使用中に徐々に析出させて高温強度を高めるには, V 量は 0.21% 以下でなければならないことがわかる. さらに Nb 添加で C が NbC として固定されるし, また M₂₃C₆, M₆C などの炭化物を析出させるためには, V 量は 0.10~0.15% 以下になるが, 溶接性を考慮して 0.10% にした.

Nb は微量添加で高温強度を高めるが, NbC は高温で焼ならしを行っても固溶しにくい. したがって, 1050°C の焼ならしで NbC がマトリックスに固溶するためには, 0.05% C では Nb は 0.03~0.05%, 0.1% C では Nb は 0.02~0.03% 程度に抑えなければならない. 一方 1050°C の焼ならしですべての NbC が固溶すれば, 結晶粒径が粗大化し, じん性が低下するため, 1050°C の焼ならしで NbC が少量残る 0.05% を採用した.

このようにして合金設計された高 Cr フェライト鋼は, 焼もどしおよび使用初期に VC, NbC などが超微細に析出し, これらの析出が終了するころから, M₂₃C₆, M₆C などが析出して強化する. この T-1 鋼の 0.05% C は次のような炭化物形成に消費される.



また VC, NbC 以外の M₂₃C₆, M₆C を析出させるためには下記の式¹⁵⁾²⁵⁾ を満足しなければならない.

$$\frac{V}{51} + \frac{Nb}{93} < \frac{C}{12}$$

T-1 鋼および代表的な耐熱鋼の応力-破断時間線図を Fig. 1¹³⁾ に示す. すなわち 600°C, 10⁴ h のクリープ破断強度は従来発表されていた 9% Cr フェライト鋼より

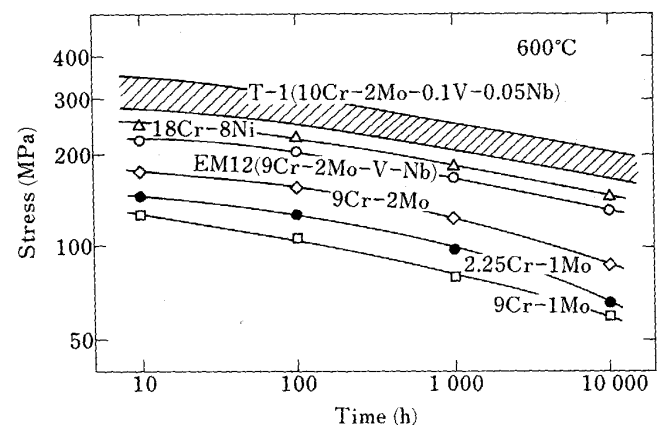


Fig. 1. Creep rupture strengths of T-1 steel and other representative heat resistant steels at 600°C.

Table 2. Design of chemical compositions and heat treatment conditions of 10%Cr boiler tube steels.

Seel	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	N
T-1	0.05	0.3	0.5	10	2.0	0.10	0.05	0.02
T-2	0.10	0.3	0.5	10	2.0	0.10	0.05	0.02

1050°C for 0.5h air cooled, 700°C for 1h air cooled

すぐれ、かつオーステナイト系ステンレス鋼 (SUS304 鋼) よりすぐれたものを開発することができた。図中の EM-12 は VC, NbC などの析出だけに C がほとんど消費されて、M₂₃C₆, M₆C などの析出が少ないため高温強度が低いものと考えられる。

さらに V, Nb がこの系の鋼に最適であるかを知るために、0.05C-10Cr-2Mo 鋼に、V, Nb 量を変化させて、600~650°C の長時間クリープ破断試験を行った結果を Fig. 2, Fig. 3¹⁷⁾ に示す。これから合金設計された T-1 鋼はかなり上手に合金元素量が決められているが、650°C では高 V 側 (0.18%) にすぐれたところが存在

することがわかり、今後高 Cr フェライトの合金設計を行うとき、高温長時間側の強度のすぐれたものを設計することがかなり困難であることがうかがえる。

T-1 と T-2 鋼のクリープ破断強度を Fig. 4¹⁸⁾ に示す。これから C 量が多くなると 20~30% のクリープ破断強度が上昇することがわかる。これは十分な M₂₃C₆, M₆C などの炭化物を形成することができるためである。

その後 Mo¹³⁾, V + Nb¹³⁾¹⁷⁾, Cr¹⁹⁾, Ni²⁰⁾, W²¹⁾ などの合金元素について研究を行い TB9, TB12 鋼¹⁴⁾ などのすぐれた高温強度を有するボイラ鋼を開発することができた。これらは米国の ORNL (Oak Ridge National Lab.) と CE 社 (Combustion Engineering) と共同で、最近開発した Modified 9Cr-1Mo 鋼²²⁾ と比較すると 600~650°C の 10⁵ h のクリープ破断強度は約 2 倍である。これらとオーステナイト鋼の SUS304, 347 鋼と比較すると Table 3 のようになる。これからも 650°C 付近においても TB9, TB12 鋼の方がオーステナイト鋼よりすぐれていることがわかる。また従来使用されている 2¼Cr-1Mo 鋼, 9Cr-1Mo 鋼などと比較したものを Fig. 5 に示す。これらから TB12 鋼は 2¼Cr-Mo 鋼, 9Cr-1Mo 鋼などに比較して、600°C, 10⁵ h のクリープ破断強度は 5 倍程度になり、温度に換算して 120~

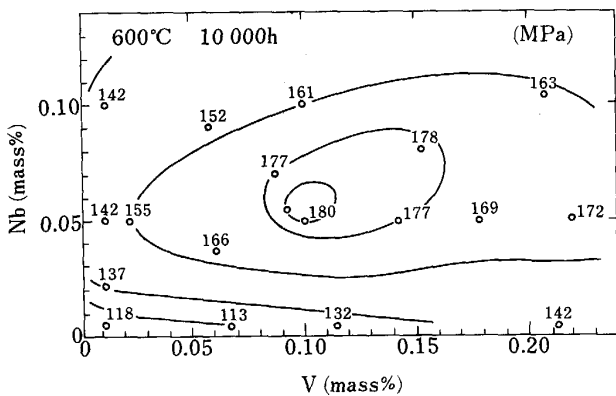


Fig. 2. Effects of V and Nb on 10⁴ h creep rupture strengths at 600°C, equi-strength diagram.

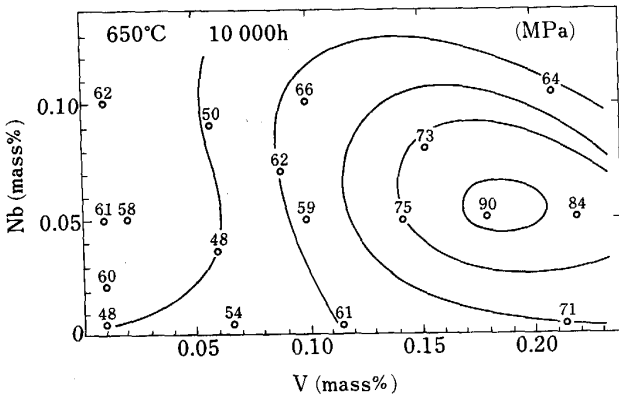


Fig. 3. Effects of V and Nb on 10⁴ h creep rupture strengths at 650°C, equi-strength diagram.

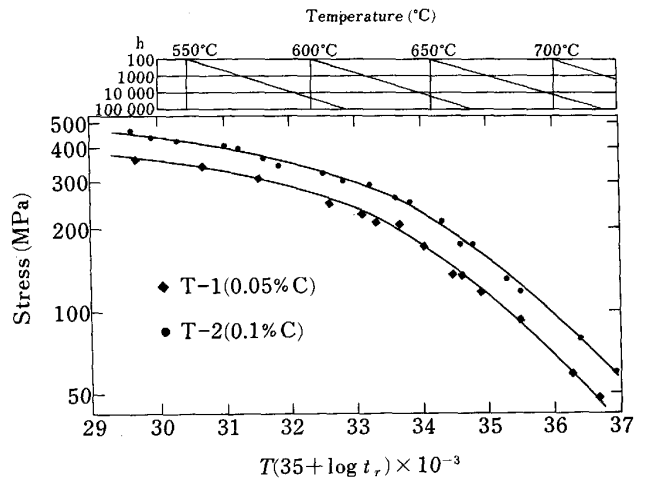


Fig. 4. Creep rupture strengths of T-1 and T-2 steels.

Table 3. Boiler tubing materials (mass%).

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	N	B	10 ⁵ h creep rupture strength (MPa)	
												600°C	650°C
9Cr-1Mo	0.10	0.5	0.4	—	9	1.0	—	—	—	0.02	—	39	20
Mod. 9Cr-1Mo	0.10	0.35	0.45	<0.2	8.75	0.95	—	0.21	0.08	0.05	—	98	49
Mod. NSCR 9	0.08	0.05	0.5	0.1	9	1.6	—	0.16	0.05	0.03	0.003	128	69
TB 9	0.08	0.05	0.5	0.1	9	0.5	1.80	0.20	0.05	0.05	—	196	98
TB 12	0.08	0.05	0.5	0.1	12	0.5	1.80	0.20	0.05	0.05	0.003	206	108
AISI304	0.08	0.6	1.5	10	18.5	—	—	—	—	0.05	—	118	69
AISI347	0.06	0.5	1.7	12	17.5	—	—	—	0.8	0.02	—	128	78

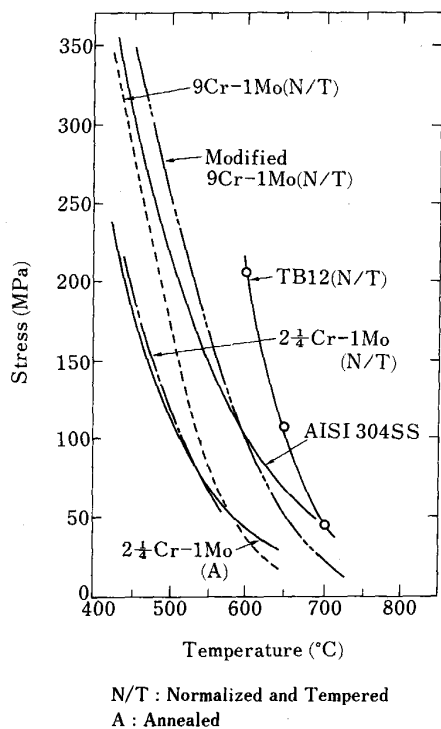


Fig. 5. 10^5 h creep rupture strength of heat resistant steels.

130°C 高温で使用できる両期的な耐熱鋼であると考えられる。したがって将来この TB9, TB12 鋼はボイラ鋼として 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo, SUS316, 321, 347 鋼に代わって広く利用されるものとする。

最近、英国の中央電力庁 (CEGB) が中心になり、米国の電力研究所 (EPRI) の協力を得て TB9, TB12 鋼などを英国の Drakelow 火力発電プラントの主蒸気管、管寄せ (ヘッダー) などに使用する計画が進められている。このボイラの温度、圧力は 600°C, 246 kgf/cm² である。TB9 鋼を採用すると現在使用されつつある Mod. 9Cr-1Mo 鋼に比較して、半分以下の肉厚になるため英国から多大の期待がかけられている。

一方欧州では数年前から超超臨界圧用耐熱鋼の共同研究 (COST501) を行っているが、高 Cr フェライト鋼で 600°C, 10^5 h のクリープ破断強度の目標を 100 MPa にして研究が進められ、1986 年 10 月スイスで行われた COST-EPRI 主催の Workshop で 10Cr-2MoVNbB 鋼 (0.15C-10.6Cr-2Mo-0.3V-0.045Nb-0.065B)¹⁵⁾ が発表され、この鋼により目標強度が達成されることが報告された。その化学成分は著者らが 30 数年前に発表した TAF 鋼とほとんど同じ成分である。その長時間クリープ破断強度を Fig. 6¹⁵⁾ に示す。

また米国では 1983 年から HT9 鋼を改良する研究を始め、最近 Modified HT9 鋼 (0.2C-10.5Cr-1.5Mo-0.2V-0.2Nb-0.004B)²³⁾ を発表してきたが、この化学成分も TAF 鋼に非常に近い成分である。このように欧

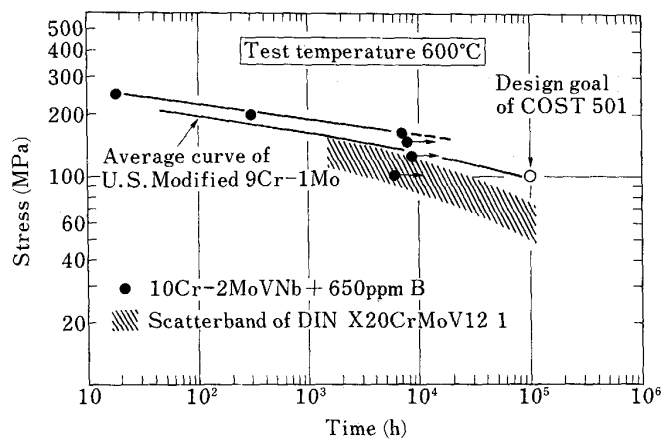


Fig. 6. Creep rupture diagram of the 10Cr-2MoVNbB steel containing 650ppm boron. The creep strength exceeds those of the standard X20CrMoV12 1 and of modified 9Cr-1Mo steel.

米の研究は著者らの研究にくらべ、かなりおけていることがわかる。

4. タービンロータ用高 Cr フェライト鋼

現在、フェライト系鋼として最高の強度を有するタービンロータは米国の GE 社が 20 数年前に開発した 10.5Cr 鋼³⁾²⁴⁾ であるが、このロータの最高使用温度は 570°C 付近で、今後蒸気温度を 593~650°C に上昇させるためには、新しい高強度の高 Cr フェライト鋼を開発しなければならない。

米国の電力研究所が超超臨界圧の蒸気温度を 593°C (1100°F) に決定したのは、この 10.5Cr 鋼を改良しても、593°C 以上での使用が不可能と考えたからである。著者らは 1978 年からタービンロータ材の開発研究を行い、現在 650°C 付近で使用できるものが得られつつある。その化学成分、熱処理、600~650°C の 10^5 h のクリープ破断強度を Table 4¹⁵⁾ に示す。

これから TR1100²⁷⁾, TR1150, TR1200 鋼は GE 鋼に比較してすぐれた高温強度を有することがわかる。またこれらと現在高圧ロータとして使用されている Cr-Mo-V 鋼のクリープ破断強度を図示すると Fig. 7¹⁵⁾ のようになる。しかし TR1150, TR1200 鋼は多量の W を含有しているため長時間使用中のぜい化についてさらに研究を行う必要があると考える。TR1200 鋼は高 Cr フェライト鋼の極限温度ともいえるべき 650°C の蒸気温度にも耐えると考えられるもので、現在、最適化学成分および熱処理を見いだすべく研究を行っているが、650°C, 350 kgf/cm², 1000 MW 級の 12~15 t 程度のタービンロータは開発できるものと考えている。しかし 650°C に耐えるすぐれた高 Cr フェライト系のボイラ鋼が開発されないと、経済的な超超臨界圧火力プラントの実現は困難である。

Table 4. Advanced 10-12%Cr steels for steam turbine rotor (mass%).

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	N	Al	Remarks
G. E.	0.19	0.30	0.65	0.6	10.5	1.0	—	0.20	0.085	0.060	—	(1)
TR1100	0.14	0.05	0.50	0.6	10.2	1.5	—	0.17	0.055	0.040	0002	593°C(2)
TR1150	0.13	0.05	0.50	0.7	10.7	0.4	1.8	0.17	0.060	0.045	<0.005	621°C
TR1200	0.13	0.05	0.50	0.8	11.2	0.1	2.5	0.20	0.080	0.050	<0.005	650°C

	Heat treatment			10 ⁵ h creep-rupture strength (MPa)	
				600°C	650°C
G. E.	1 050°C O.Q.	570°C A.C.	620°C A.C.	(68)	—
TR1100	1 050°C O.Q.	570°C A.C.	680°C A.C.	118	64
TR1150	1 050°C O.Q.	570°C A.C.	680°C A.C.	157	83
TR1200	1 020°C O.Q.	570°C A.C.	710°C A.C.	(176)	(98)

() : Extrapolated

(1) Over 20 years experience at 566°C (2) Applied to the EPDC's demonstration plant

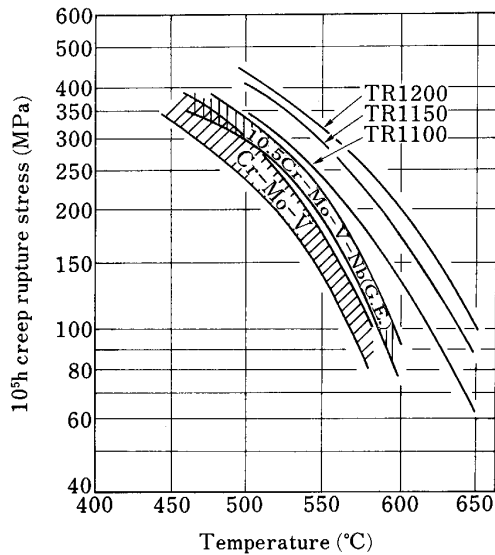
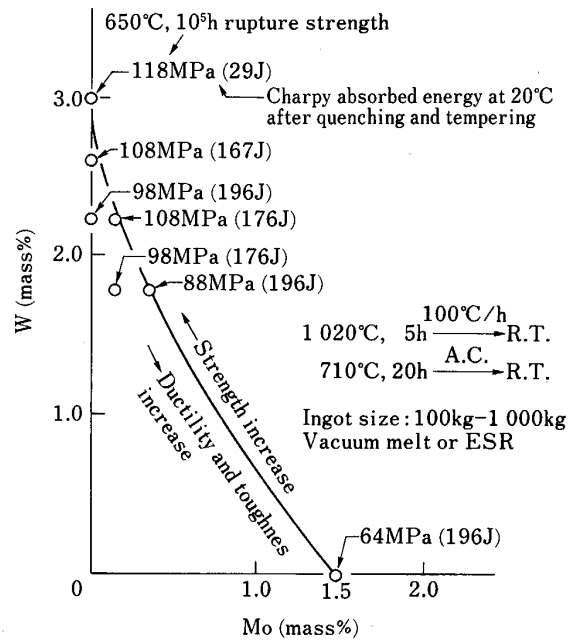


Fig. 7. High temperature strength of typical turbine rotor and developed steels.

現在までのロータの開発研究の概要を述べると次のようである。

GE 鋼は C が多くて高 N であるため、長時間のクリープ破断強度が低下するので、0.19% C を 0.13% C に下げ、さらに固溶体強化、析出物 $M_{23}C_6$, M_6C などの安定化を行うため Mo を 1.5% まで増量し、炭化物の析出を抑制し偏析を少なくする Si を 0.05% にしたものが TR1100 鋼で、これにより GE 鋼より 20~30°C 高温で使用できる。一般に高 Cr フェライト鋼をタービンロータとして使用するさいの最適 C, N 量は $C + 2N$ が 0.21~0.25% 付近である。

さらに Mo より高温強度を高める W を添加すると同時に、Mo 当量 ($Mo + 1/2 W$) を 1.3~1.5% にしたものについて研究を行った。これらの 10⁵ h クリープ破断強度と常温 (20°C) のじん性値を Fig. 8²⁵⁾ に示す。3% W はクリープ破断強度を著しく改善するが、常温のじん性値が低下する。また Cr 量は 11.5% 付近が最もす



Basic composition

0.13C-0.05Si-0.5Mn-0.8Ni-11.2Cr-0.2V-0.05Nb-0.05N

Fig. 8. Effects of Mo and W on 650°C, 10⁵ h rupture strength and Charpy absorbed energy of super 11Cr steels for rotor.

ぐれたクリープ破断強度になるが δ フェライトの関係から TR1150 鋼は 10.5% Cr, TR1200 鋼は 11.0% Cr²⁶⁾ にした。さらに TR1200 鋼は GE 鋼より 80°C 程度高温で使用しようと考えたため焼もどし温度を 90°C 高めて 710°C にした。

一方、650°C 用ロータとしてはオーステナイト系耐熱合金 Mod. A286 (15Cr-26Ni-1.5Mo-1.5Ti-0.2Al-0.3V), Discaloy (13.5-25Ni-3Mo-1.75Ti) などが検討されているが、オーステナイト系耐熱合金は熱膨張係数が大きく、熱伝導率が小さいため発生する熱応力が大きく、かつ低降伏強さであるため、熱疲労を起こしやすい欠点があり、今後火力発電プラントに必要な夜間停止用ロータにはやや不適当な材料と考えられる。したがって、高 Cr フェ

ライト鋼の高温強度の向上いかに、超超臨界圧火力プラントの最高蒸気温度が決定されるといっても過言ではない。

5. タービンケーシング, 動翼, ボルト用高 Cr フェライト鋼

超超臨界圧火力用タービンケーシング, 動翼, ボルト材も従来のものに比較して 50~80°C 高温になると考えられるため, 現在各種のフェライト鋼, オーステナイト鋼が検討されている。いずれにしてもタービンロータが高 Cr フェライト鋼になれば, ケーシングは高 Cr フェライト鋼になり, タービンロータがオーステナイト鋼になれば, ケーシングはオーステナイト鋼にならざるを得ない。

したがって, オーステナイト鋼は前述のように夜間停止が困難の上, 建設費の高騰をまねくため, 経済性を重視する火力発電プラントは多少蒸気条件を下げても, 高 Cr フェライト鋼を採用することになるものと考えられる。

著者は現在高 Cr フェライト鋼のケーシングおよびバルブ, 動翼, ボルト材としての研究を行っていないが, 合金設計しクリープ破断強度を外挿すると Table 5¹⁵⁾²⁵⁾ のようになる。

6. 高 Cr フェライト鋼の熱処理

高 Cr フェライト鋼が大型タービンロータとして使用される時, ドラム直径が 1000~1200 mm になるため, 中心付近の焼入冷却速度は 100°C/h 程度になり, 焼入冷却中にかなり炭化物が析出するため, C 量を 0.12~0.13% にし, その代わりに N 量を 0.04~0.05% まで増加させて, 高温強度を高めなければならない。したがって, C 量が低いため焼入温度も従来の 1050~1100°C から 1030~1050°C に低くし, さらに焼もどし温度も高温強度を安定させるために 620~650°C から 680~710°C にする必要がある。

一方, タービン動翼のように比較的小型の部品は C 量を高めて高温強度を高めることができる。しかし 0.2% 以上の C 量は使用中に炭化物の凝集が起こるため, 0.18C+0.03N 程度にし, 1080°C 焼入れ, 750°C 焼もどしが適当である。

また, ボイラ管のように常温の加工性およびすぐれた長時間クリープ破断強度が要求されるものに対しては使用温度より 150°C 程度高温で焼もどしを行うことが望ましい。Fig. 9²⁵⁾ は 9Cr-Mo-W-V-Nb 鋼の応力-クリープ破断時間線図であるが, 1050°C, 30 min→空冷, 775°C, 1 h→空冷の熱処理を行っているので, 600~650°C で安定したクリープ破断強度を示している。

Table 5. Alloy designed high-chromium ferritic steels (mass%).

	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	N	B
TF2	0.18	0.5	0.05	0.1	11.0	0.20	2.4	0.2	0.08	0.025	0.010
TF3	0.18	0.5	0.05	0.1	10.5	0.20	2.4	0.2	0.08	0.025	0.010

	Heat treatment	10 ⁵ h rupture strength (MPa)			Remarks
		550°C	600°C	650°C	
TF1	1050°C A.C. 730°C A.C.	274	147	78	Casing, Valve Turbine blade Bolt
TF2	1080°C O.Q. 750°C A.C.	343	196	108	
TF3	1080°C O.Q. 700°C A.C.	343	196	108	

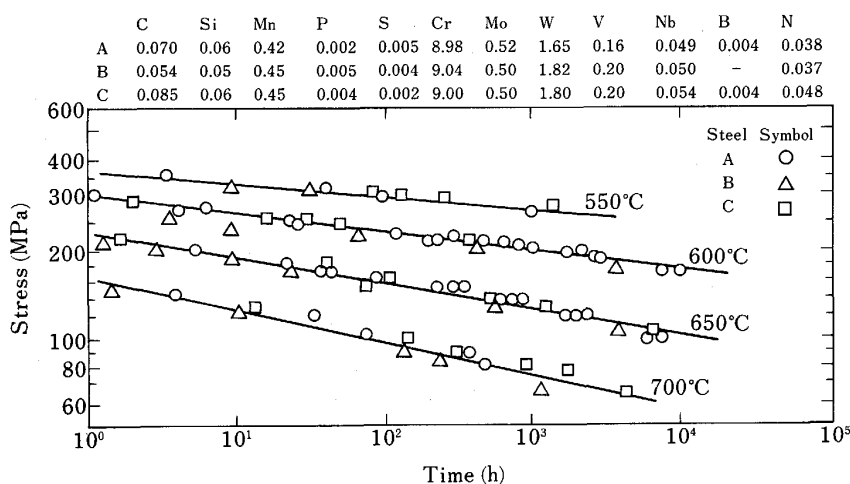


Fig. 9. Stress-creep rupture time diagram of 9Cr-Mo-W-V-Nb steels.

一般に高 Cr フェライト鋼の長時間クリープ破断強度およびじん性・延性を向上させる熱処理は、焼入処理で数%程度の炭化物が残留するような 1030~1080°C (加熱時間により温度が変わる) に加熱し、結晶粒径をできるだけ小さくしてじん性・延性を高め、使用温度より 150°C 高温で 1 h 程度の焼もどし、すなわち Larson-Miller パラメーター、 $T(30 + \log t)$ で計算した使用温度の 10^5 h 程度の焼もどしを行うのが最もよいと考える。

7. おわりに

最近注目されている超超臨界圧火力プラントに使用されつつある高 Cr フェライト鋼の開発の現状、さらにその熱処理について概要を述べたが、今後これらの鋼はさらに研究が行われ、ますます発展してゆくものと考えられる。

従来高 Cr フェライト鋼は焼もどしマルテンサイトの高強度・高じん性を利用したものであるから、600°C 以下でないと使用できないと考えられていたが、著者らの研究により 650°C 付近まで使用できるようになったと考える。この高 Cr フェライト鋼の進歩いかんが、将来の発電プラント (超超臨界圧火力発電、高速増殖炉、核融合炉など) の実用化時期を左右する重要な鍵を握っているといっても過言ではない。この高 Cr フェライト鋼の分野では欧米に 10~20 年リードしている現在、ますますこの研究を活発にして世界の先端技術に貢献できることを切望してやまない。

文 献

- 1) D. A. OLIVER and G. T. HARRIS: Iron and Steel Inst., Special Report, **43** (U. K.) (1952), p. 46
- 2) H. W. KIRKBY and R. J. TRUMAN: Iron and Steel Inst., Publication, **97** (U. K.) (1967), p. 361
- 3) J. Z. BRIGGS and T. D. PARKER: The Super 12% Cr Steel (1965) [Climax Molybdenum Co.]
- 4) M. CAUBO and J. MATHONET: Revue de Métallurgie, **66** (1969), p. 345
- 5) 芥川 武, 藤田利夫: 学振第 123 委員会研究報告, **1** (1960) **1**, p. 17
- 6) T. FUJITA: Trans. of JIM, Suppl., **9** (1969), p. 167
- 7) T. FUJITA: Preprint of Intern. Conf. on Mechanical Behavior of Materials (Kyoto) (1971)
- 8) N. TAKAHASHI and T. FUJITA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **16** (1976), p. 606
- 9) T. FUJITA, T. SATO and N. TAKAHASHI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **18** (1978), p. 115
- 10) T. FUJITA and N. TAKAHASHI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **18** (1978), p. 269
- 11) T. FUJITA and N. TAKAHASHI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **18** (1978), p. 702
- 12) T. FUJITA and N. TAKAHASHI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **18** (1978), p. 739
- 13) T. FUJITA, K. ASAKURA and T. SATO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **19** (1979), p. 605
- 14) T. FUJITA: Metal Progress, **130** (1986) **2**, p. 33
- 15) T. FUJITA: COST-EPRI Workshop, Schaffhausen, Switzerland (1986 年 10 月)
- 16) P. BERGE, J. DONATI, F. PELLICANI and M. WEISZ: Proc. an ASM Intern. Conf. on Production, Fabrication, Properties and Application of Ferritic Steels for High Temperature Applications, Warren, Pennsylvania (1981 年 10 月), p. 100
- 17) T. FUJITA, K. ASAKURA, T. SAWADA and Y. OTOGURO: Metall. Trans. A, **12** (1981), p. 1071
- 18) 朝倉健太郎, 藤田利夫, 三宅英徳: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 2037
- 19) T. FUJITA, K. ASAKURA and H. MIYAKE: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **22** (1982), p. 13
- 20) T. FUJITA, K. YAMASHITA and H. MIYAKE: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **20** (1980), p. 384
- 21) 小田克郎, 藤田利夫: 鉄と鋼, **71** (1985), S1345
- 22) V. K. SIKKA: Proc. Topical Conf. on Ferritic Alloys for Use in Nuclear Energy Technologies, Snowbird, Utah (1983 年 6 月), p. 317
- 23) 野村茂雄: 私信 (1989)
- 24) D. L. NEWHOUSE, C. J. BOYLE and R. M. CURRAN: 68th ASTM Annual Meeting (1965 年 6 月)
- 25) 藤田利夫: 熱処理, **27** (1987) **1**, p. 4
- 26) X. Y. LIU and T. FUJITA: ISIJ International, **29** (1989), p. 680
- 27) I. M. PARK, T. FUJITA and K. ASAKURA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **20** (1980), p. 99