

© 1990 ISIJ

技術報告

超超臨界タービン用高 Cr 耐熱鋳鋼材の開発

竹林 一成*・田代 康則*²・藤田 明次*²
中村 誠*³・竹田 頼正*³

Development of Heat Resisting High Chromium Cast Steel for Ultra Super Critical Turbine Plant

Kazunari TAKEBAYASHI, Yasunori TASHIRO, Akitsugu FUJITA,
Makoto NAKAMURA and Yorimasa TAKEDA

Synopsis :

Use of the ultra-high temperature and ultra-high pressure steam to improve the efficiency of the fossil power plants, have been actively studied and the verification tests have also been carried out. As a material for the above steam conditions, 12%Cr heat resisting cast steel, has been newly developed, which is able to raise the steam temperature of the fossil power plants to 593°C.

This material has better creep strength and creep rupture strength than the conventional Cr-Mo steel, in addition, it has high ductility and toughness, and the weldability is also considered. This newly developed material has been in the process of the manufacture to be used for the ultra-super critical fossil plant.

Key words : steam turbine casing; high Cr steel; ultra supercritical plant; creep rupture strength; weldability; elongation toughness; solidification analysis; impact value; δ -ferrite.

1. 緒 言

火力発電プラントの高効率化を目的として、蒸気条件の超高温、高圧化（以下 USC 化）の研究開発および実証試験が活発に行われている。

ところで、火力発電プラント部材には、車室、翼環など鋳鋼部品が数多く適用されているが、USC プラントにおける蒸気条件に対しては、従来から用いられている Cr-Mo 系の低合金鋳鋼物材では高温強度、特にクリープ強度およびクリープ破断強度が不足し、また組織安定

Table 1. Main quality problems and countermeasures.

Main quality problems	Countermeasures
(1) Decreasing of non-metallic inclusions and prevention of hot tear occurrence	• Lowering S content and [O] level by applying ladle refining process
(2) • Breaking and uniforming the coarse cast structure • Solution of large-sized carbides and nitrides	• Applying preliminary heat treatment at 1100°C
(3) Control of δ -ferrite formation to improve impact properties and creep rupture strength	• Selecting the optimum chemical composition based on 12%Cr steel • Control of the solidification velocity using chillers • Determining the relationship between calculated solidification velocity and formation of δ -ferrite
(4) Balancing of strength and toughness and promoting precipitation of NbC	• Selecting the optimum chemical composition based on 12%Cr steel • Applying double tempering cycle
(5) Maintaining of good weldability	• Optimizing the chemical composition and heat treatment (Keeping ductility and toughness better) • Development of a new electrode (Used same material as the base metal considering the ductility and toughness)
(6) Segregation and mass effect	• Tests and studies using large size test material and simulation

平成元年 12 月 20 日受付 (Received Dec. 20, 1989)

* 日本鋳鍛鋼(株)戸畑製造所 (Tobata Works, Japan Casting & Forging Corporation)

*² 日本鋳鍛鋼(株)技術開発部 (Research and Development Dept., Japan Casting & Forging Corporation, 46-59 Sakinohama Oaza-Nakabaru Tobata-ku Kitakyushu 804)

*³ 三菱重工業(株)長崎研究所 (Nagasaki Research & Development Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

性や耐酸化性の点でも十分な特性を有しない。

そこで、我々は主蒸気温度 593°C までの火力発電プラントに適用可能な耐熱鋳鋼材として、12Cr 系の材料を開発し、実機タービン部材の製造を行った。

本報告では、基礎試験における材料の選定ならびに大型試験材による確性試験結果および実機材の特性について述べる。

2. 開発の狙いと技術的課題

USC タービンプラントに用いられる車室等の鋳鋼部品には、主蒸気温度が高くなることから、クリープ強度およびクリープ破断強度の向上が要求されるが、この他に Table 1 に示すような技術的課題がある。この中で特に溶接性については、鋳鋼品であるということから避けて通ることのできない重要な課題である。このために、本開発研究においては十分な高温材料特性の確保を行うだけでなく、十分な溶接性を得るために常温における延性、靱性の確保に努めた。

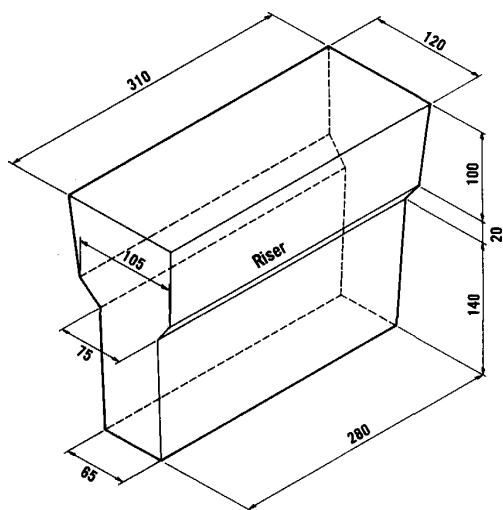
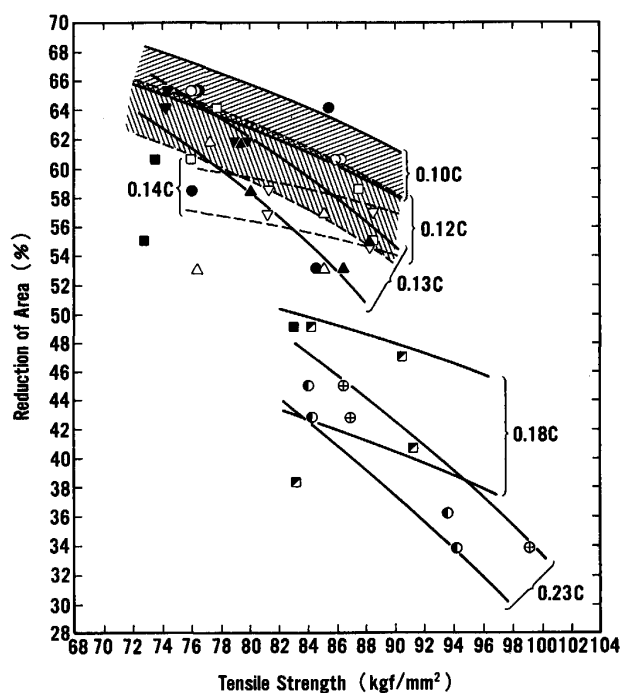


Fig. 1. Appearance of 50 kg test block.

3. 小型試験材による成分系の検討

3.1 試験材

最適成分を明らかにするために、ロータ材等に用いられている 12%Cr 系鋼を基本成分として Table 2 に示す 13 種類の材料を 50 kg 高周波真空誘導炉を用いて溶解し、自硬性砂型に鋳込むことにより Fig. 1 に示す形状の試験材を得た。



1	○	0.1C-9.5Cr-0.15V	7	■	0.18C-9.5Cr-0.15V
2	△	0.13C-9.5Cr-0.15V	8	■	0.12C-10Cr-0.2V-0.01N
3	●	0.1C-9.5Cr-0.15V-0.5Co	9	⊕	0.23C-12Cr-0.2V-1W
4	▲	0.13C-9.5Cr-0.15V-0.5Co	10	⊙	0.23C-9.5Cr-0.2V-1W
5	□	0.12C-10Cr-0.2V-0.05N	11	▽	0.14C-10Cr-0.25Mo
6	▽	0.14C-10Cr-0.8Mo-0.1V			

Fig. 2. Relationship between tensile strength and reduction of area in 50 kg test materials.

Table 2. Chemical composition of 50 kg test blocks (wt%).

Material Number	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Co	W	N (ppm)
1	0.10	0.49	0.67	0.018	0.006	0.51	9.56	0.84	0.17	0.057	—	—	538
2	0.13	0.50	0.69	0.019	0.006	0.51	9.44	0.85	0.17	0.056	—	—	531
3	0.09	0.50	0.69	0.019	0.006	0.49	9.39	0.78	0.18	0.054	0.495	—	490
4	0.13	0.50	0.68	0.020	0.006	0.52	9.24	0.83	0.17	0.056	0.504	—	491
5	0.11	0.49	0.41	0.020	0.005	0.50	10.05	0.80	0.22	0.056	—	—	539
6	0.13	0.49	0.67	0.019	0.005	0.70	9.92	0.80	0.13	0.054	—	—	520
7	0.17	0.49	0.67	0.020	0.007	0.53	9.41	0.79	0.18	0.058	—	—	550
8	0.11	0.51	0.39	0.020	0.004	0.52	9.80	0.79	0.23	0.059	—	—	121
9	0.22	0.52	0.68	0.020	0.008	0.50	11.95	1.03	0.20	0.014	—	0.84	130
10	0.23	0.50	0.68	0.018	0.005	0.48	9.30	1.00	0.22	0.009	—	0.95	80
11	0.15	0.50	0.70	0.020	0.005	0.69	10.14	0.24	0.03	0.006	—	—	94
12	0.10	0.49	0.67	0.005	0.007	0.51	10.65	0.78	0.15	0.047	—	—	535
13	0.11	0.50	0.67	0.006	0.008	0.50	11.43	0.80	0.15	0.050	—	—	469

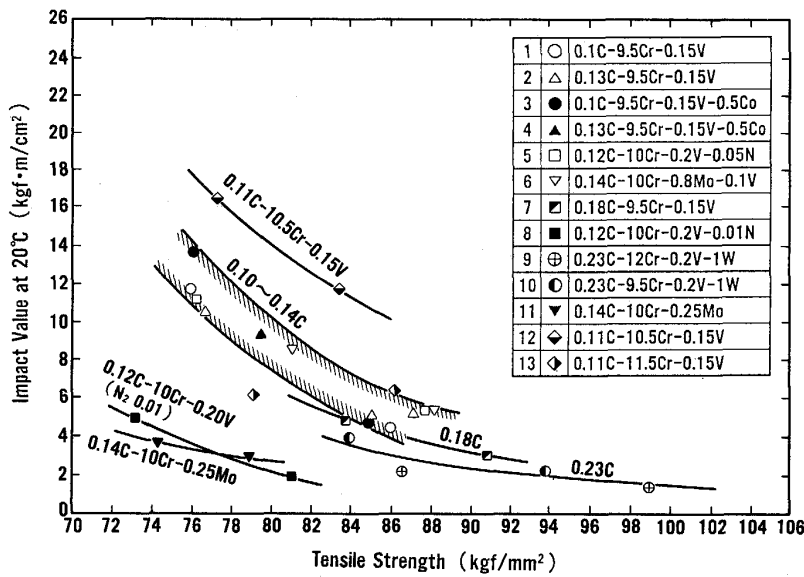


Fig. 3. Relationship between tensile strength and 2 mm V-notched Charpy impact value in 50 kg test materials.

試験材は溶製後徐冷し、次いで1030°Cにて焼ならしを行い、さらに650°Cまたは、700°Cの2水準にておのおの材料を焼きもどした。

3.2 機械的性質

Fig. 2 に 50 kg 試験材における常温引張試験結果を示す。この結果より常温における延性は引張強さを低くするほど高く、また炭素含有量を低くするほど高いことが明らかである。

Fig. 3 には、常温における引張強さと常温の 2 mm V ノッチシャルピー衝撃値の関係を示すが、引張強さが低いほど衝撃値は高く、また炭素含有量が低いものほど衝撃特性が良好であることがわかる。

以上のような結果から、溶接性を重視した材料を考えた場合、炭素含有量を低く抑え、さらに焼きもどし温度を比較的高くして材料強度を適度なものとし、常温延性、靱性の良好な材料を選定することが望ましいと判断される。

3.3 クリープ破断特性

Fig. 4 には、常温引張強さで整理した短時間のクリープ破断試験結果を示す。試験は 500°C~650°C の 4 温度条件にて、各材料とも同一の応力条件にて行った。この試験結果から、クリープ破断強さも炭素含有量が低いものほど良好な結果を示すこと、すなわち高い値を示す傾向があることがわかる。

3.4 成分の選定

50 kg 試験材の結果から、延性、靱性が良好で、しかもクリープ破断強さの高い成分系として、0.1C-9.5~10.5Cr-Mo-V-Nb-N 系の材料を選定し、以下の試験における基本成分とした。

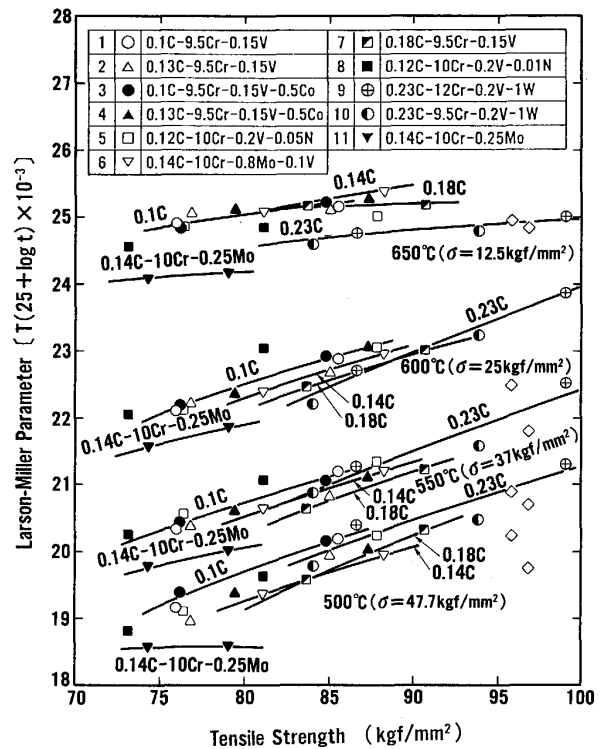


Fig. 4. Relationship between tensile strength and creep rupture strength in 50 kg test materials.

4. 大型試験材による確性試験

小型試験材による検討結果に基づいて、Table 3 に示す成分の材料を 2t エルー式塩基性電気炉にて溶製し、Fig. 5 に示す実機の大型タービン車室を模擬した形状に鋳込んだ。鋳型は自硬性砂型を用い、また試験材の厚肉部は車室のフランジ部を、薄肉部は耐圧部(シェル部)

Table 3. Chemical composition of 1t test blocks (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N
9.5%Cr steel	0.10	0.68	0.71	0.027	0.009	0.51	9.88	0.86	0.15	0.06	0.044
10.5%Cr steel	0.10	0.49	0.68	0.029	0.004	0.47	10.67	0.77	0.15	0.041	0.047

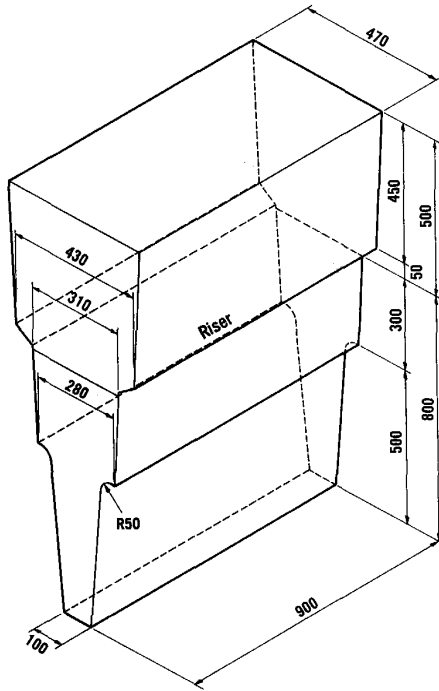


Fig. 5. Appearance of 1 t test block.

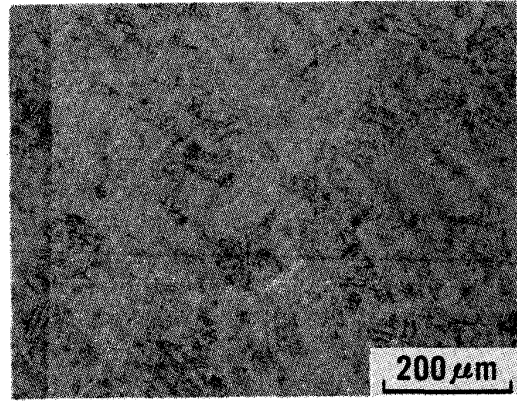


Photo. 2. Micro-structure of 9.5%Cr steel.

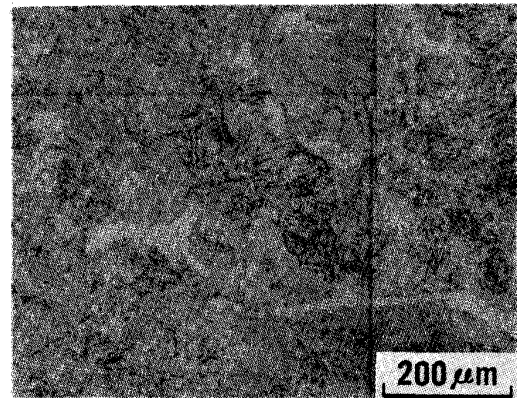


Photo. 3. Micro-structure of 10.5%Cr steel.

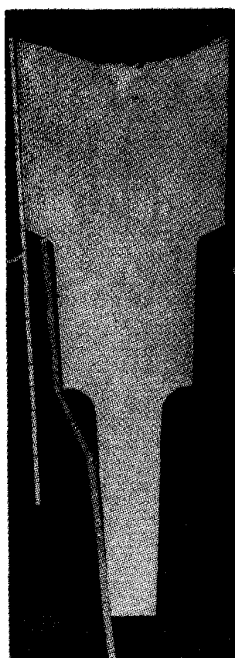


Photo. 1. Macro-structure of 1 t test block.

を想定して形状を定めた。鋳込み後、1030°Cにて焼ならし処理を行ったのち、焼もどし処理を施し各種試験に供した。

4.1 組織調査結果

(1) マクロ組織調査

Photo. 1 に 9.5%Cr 材の断面マクロ組織写真を示す。特に問題となる組織は認められず、また割れ砂きず等ほとんどなく良好な試験材が得られた。

(2) 光学顕微鏡組織調査

Photo. 2, 3 に 9.5%Cr 材および 10.5%Cr 材の厚肉部 1/4 厚部における光学顕微鏡組織を示す。両材料とも小型試験材においては δフェライトの晶出は認められなかったが、この写真から明らかのように、9.5%Cr 材ではわずかに、また 10.5%Cr 材では約 2~5% 程度

の δ フェライトが認められた。

Fig. 6には厚肉部の各位置における δ フェライト量の測定結果を示すが、Cr含有量の多い10.5%Cr材は明らかに δ フェライト晶出量が多い。

(3) δ フェライトの衝撃特性に及ぼす影響

Fig. 7には、厚肉部の各位置における常温衝撃試験結果を示す。 δ フェライトの晶出量の多い10.5%Cr材の衝撃吸収エネルギーは9.5%Cr材よりも極端に低い値となっている。

(4) δ フェライトの晶出と凝固速度との関係

12Cr基耐熱鋼の化学成分と δ フェライト晶出の関係

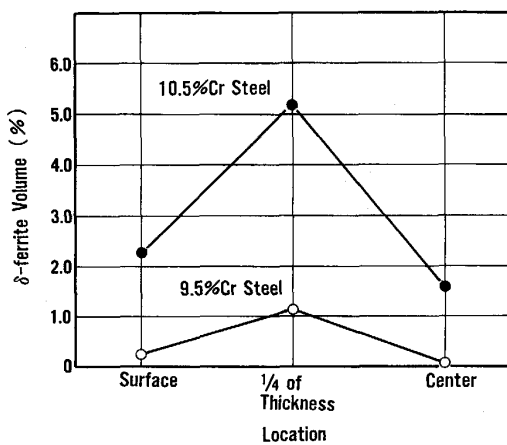


Fig. 6. δ -ferrite volume on the cross section of 280 mm thick in 1 t test materials.

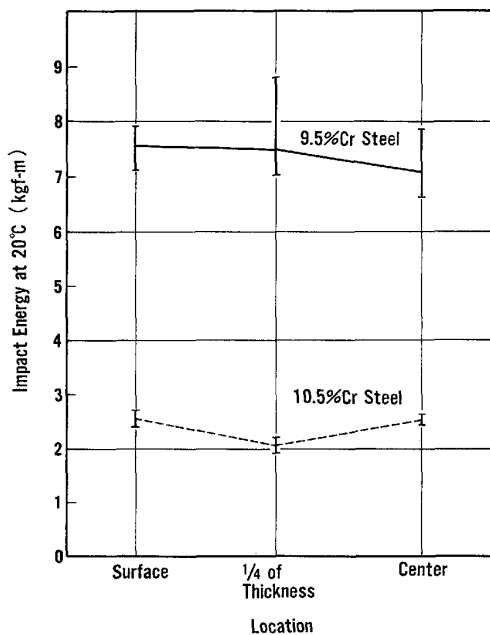


Fig. 7. 2 mm V-notched charpy impact test results at the cross section of 280 mm thick of 1 t test materials.

については NEWHOUSE¹⁾のCr当量式が、またCr-Ni鋼においては、SCHAEFFER²⁾、SHNEIDER³⁾らがCr当量式を提案しているが、本開発鋼の成分で整理しても必ずしも良い一致を示していない。大型の鋳鋼品のように凝固が遅い場合においては、化学成分もさることながら δ フェライトの晶出は凝固速度に大きく影響される。

Fig. 8は有限要素法による大型試験材の凝固計算結果を示すが、この計算結果をもとに9.5%Cr材と10.5%Cr材について、凝固速度と δ フェライト晶出量の間を整理してFig. 9に示す。

10.5%Cr材は、化学成分的にも δ フェライトが晶出しやすい成分系であるが、 δ フェライトの晶出は凝固速度が遅くなるほど増加する傾向があり約40 mm/hの凝固速度では、5.5%程度と非常に多い晶出量となる。また凝固速度が10 mm/min以下になると10.5%Cr材でも δ フェライトの晶出はほとんど認められない。9.5%Cr材は、10.5%Cr材ほど凝固速度の影響は顕著に見られないが、同様な傾向である。約40 mm/hの凝固速度では、0.5%程度と晶出量は非常に少ない。

また、Fig. 6において、 δ フェライトの晶出量は表層部や中心部よりも1/4部位に多いことが認められる。

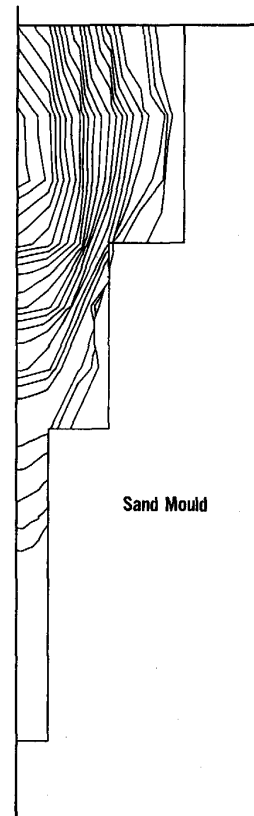


Fig. 8. Calculated solidification pattern of 1 t test block (Isothermal lines are drawn at 10 min interval).

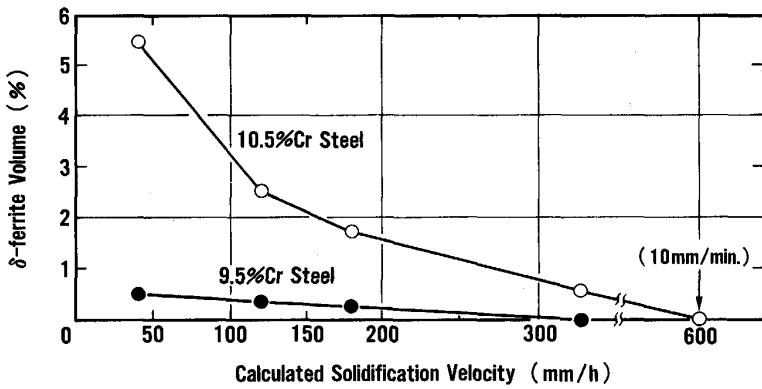


Fig. 9. Relationship between solidification velocity and δ -ferrite volume.

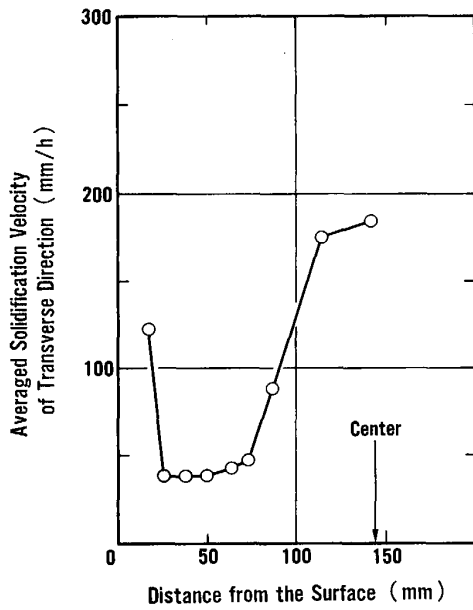


Fig. 10. Calculated solidification velocity of transverse direction.

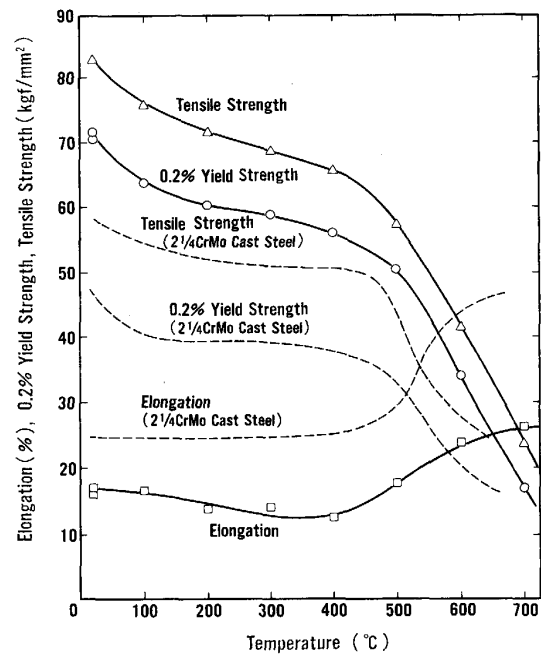
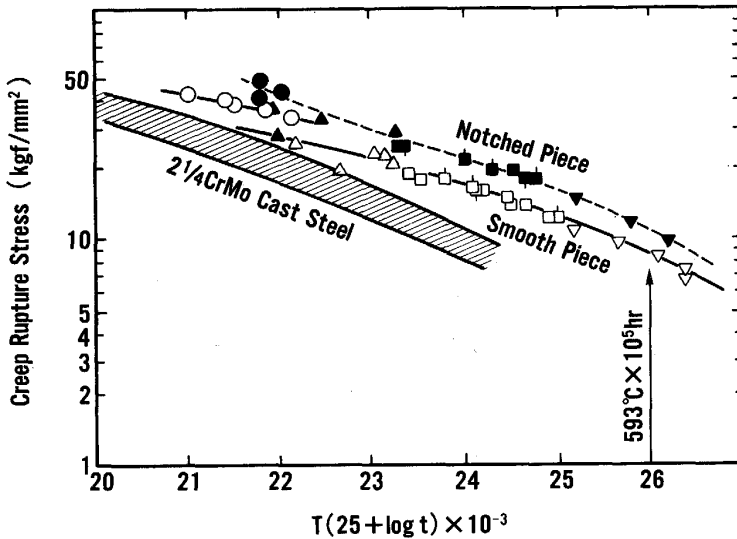


Fig. 11. Results of tensile test in 1 t test block.



	Temperature	Thickness 100 mm	Near Surface of Thickness 280 mm	1/4 of Thickness 280 mm
Smooth	500 °C	○	—	—
	550 °C	△	—	—
	600 °C	□	□	□
	650 °C	▽	—	—
Notched	500 °C	●	—	—
	550 °C	▲	—	—
	600 °C	■	■	■
	650 °C	▼	—	—

Fig. 12. Results of creep rupture test in 1 t test block.

	0.2% Yield Strength				Tensile Strength				Elongation				Reduction of Area				Impact Energy			
	(kgf/mm ²)				(kgf/mm ²)				(%)				(%)				(kgf·m)			
	20	40	60	80	20	40	60	80	20	40	60	80	20	40	60	80	2	4	6	8
Base Metal																				
Weld Metal																				

Fig. 13. Mechanical properties of welded part.

この現象について若干の考察をすると、大型試験材の肉厚部 (280 mm) の横方向の凝固速度 (計算値) を Fig. 10 に示すが、表層および中心部に比べて、1/4 部位は凝固速度が極端に遅く、逆 V 偏析の領域に位置し、成分の濃化も激しく、そのため、 δ フェライト晶出量が極端に増加したものと考えられる。

4.2 引張試験結果

Fig. 11 に 9.5%Cr 材の厚肉部・中心部の高温引張試験結果を示すが、従来から用いられている車室材の 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋳鋼と比較して 550°C において約 1.4~1.7 倍の高い強さを有することが明らかである。

4.3 クリープ破断試験結果

Fig. 12 に 9.5%Cr 材のクリープ破断試験結果を Larson-Miller 法によって整理して示す。なお本図に示す従来材の 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋳鋼は Larson-Miller 指数の定数項を 23 として 10⁵ h 推定破断強度を求め、この強度値を本図にあてはめたものである。

この図から明らかなように、9.5%Cr 材のクリープ破断強度は 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋳鋼に比べて遙かに高い値を示しており、また切欠材の強度は平滑材の強度よりも安定し

て高く、クリープ破断における切欠弱化は認められないものとなっており、良好なクリープ破断特性を有すると判断される。

4.4 溶接部の材料特性

今回、母材と同様に延性・靱性を考慮した共金系の溶接棒を開発し、適切な熱処理を施すことにより Fig. 13 に示すように良好な機械的特性が得られている。

5. 実機タービン車室の製造

5.1 製造実績

Table 4 に実機プラントに適用した実績を示す。

A プラントは USC 実証プラントとして 593°C の蒸

Table 4. Manufacturing record of 9.5Cr cast steel parts.

Plant	Power (MW)	Parts	Weight (t)	Shipping year
A	50	HP inner casing (Upper)	2.2	1985
		HP inner casing (Lower)	2.2	1985
A	50	IP inner casing (Upper)	1.6	1985
		IP inner casing (Lower)	1.6	1985
A	50	HP dummy ring (Upper)	1.1	1985
		HP dummy ring (Lower)	1.1	1985
A	50	IP dummy ring (Upper)	0.7	1985
		IP dummy ring (Lower)	0.7	1985
A	50	HP blade ring (Upper)	1.3	1985
		HP blade ring (Lower)	1.3	1985
A	50	IP blade ring (Upper)	1.1	1985
		IP blade ring (Lower)	1.1	1985
A	50	Curtis ring (Upper)	0.3	1985
		Curtis ring (Lower)	0.3	1985
B	400	HP inner casing (Upper)	2.7	1987
		HP inner casing (Lower)	7.5	1987

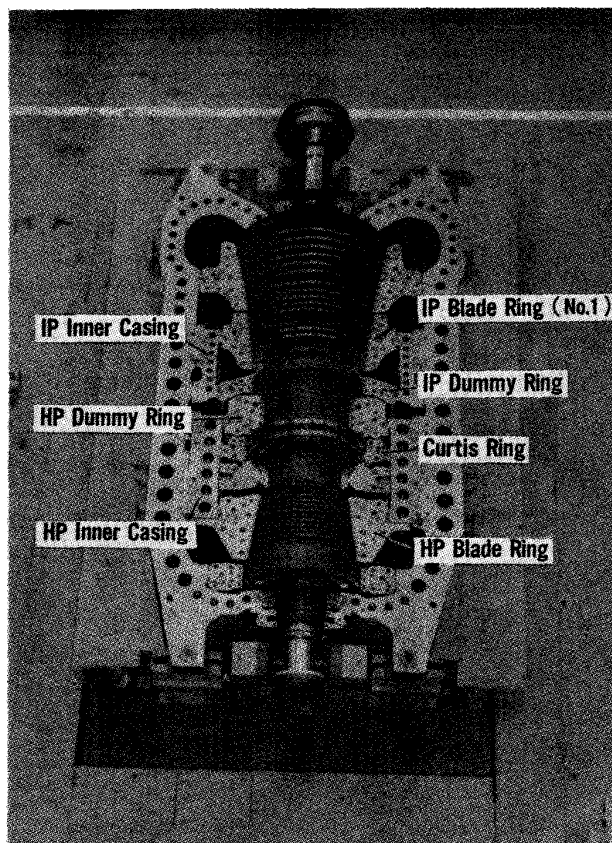


Photo. 4. HP-IP turbine (A plant) at assembly shop.

気条件にて運用されている。また、B プラントは通常のプラントにおいて信頼性向上と寿命延長を目的として適用したものである。なお、Photo. 4 に A プラントに適用した部品の組み込み状況を示す。

6. 結 言

今回開発した高 Cr 耐熱鋳鋼材は従来の Cr-Mo 系に比べて高温強度、特にクリープ強度およびクリープ破断強度が優れた材料であり、さらに良好な延性、靱性を確保し、溶接性を十分に配慮した材料と言える。

現在既に実機製造の段階に入っており、本開発鋼で製造した大型タービン車室およびその付属品は、機械的性質、鋳造性および溶接性などにおいてほぼ開発成果が再現できており、非常に良好な成績を納めている。

文 献

- 1) D. L. NEWHOUSE, B. R. SEGUIN and E. M. LAPE:
Trans. ASME, **76** (1954), p. 1107
- 2) A. L. SCHAEFFLER: Metal Progress, **56** (1949), p. 680
- 3) H. SHNEIDER: Foundry Trade J., **108** (1960), p. 562