

© 1990 ISIJ

技術報告

超超臨界圧火力タービン用 12Cr 鋳鋼
ケーシングの開発岩渕 義孝*・村田 政司*²・山畔 茂*²
山田 政之*³・渡辺 修*³

Development of 12Cr Steel Casing Castings for Advanced Steam Turbines

Yoshitaka IWABUCHI, Masashi MURATA, Shigeru YAMAKURO,
Masayuki YAMADA and Osamu WATANABE

Synopsis :

In order to determine the suitable manufacturing condition of 12%Cr alloy steel casing castings for advanced steam turbines, which improve efficiency for fossil fuel power plant by increasing steam condition, the research into chemistry, heat treatment and welding was carried out, and a partial model casting manufactured by this steel was evaluated.

The laboratory test results indicated that the elevated temperature tensile strength and the room-temperature toughness were directly related to the room-temperature tensile strength. The stress rupture strength was found to be proportional to the tensile strength as well as the tendency toward increasing number of precipitates. The weldability of 12%Cr cast steel was likely to be the same as that of ordinary 1%CrMoV cast steels.

On the base of laboratory studies and the evaluation of a partial model casing, 12%Cr alloy steel casing casting were successfully manufactured offering the integrity and the excellent creep rupture strength.

Key words : advanced steam turbine; rupture strength; casting; 12%Cr steel; weldability; niobium carbide; delta ferrite.

1. 緒 言

2度にわたる化石燃料の高騰から、大容量火力プラントの長期的な高効率化技術の一つとして、超超臨界圧(以下 USC)火力発電プラントが最近再び注目され開発が進められている^{1)~4)}。USCプラントは蒸気条件(現行 246 atg. 538/566°C)の高温・高圧化により熱効率を改善するもので、開発の第1ステップとして2段再熱方式のUSCタービン(316 atg. 566/566/566°C)が完成した⁵⁾⁶⁾。ここで使用する超高压ケーシングや蒸気弁などの主要鋳鋼品は、従来から用いられてきた1%CrMoV鋳鋼では大幅な肉厚増の設計となり、構造上の問題および熱応力の増大など運用上の問題が生じるため、製造性、熱処理性能ならびに溶接性を考慮して、より優れた高温特性を有する12CrMoVNbN鋼が適用されることになった。本鋼の実機使用実績は鋳造品として中圧ノズルダイヤフラムがあり、また類似鋼種鍛造品としてはロータ、ブレードなどがある^{7)~9)}。しかしながら、タービンケーシング

等の大型で肉厚変動が大きい鋳造品としての製造実績はなく、健全で所期の機械的強度ならびに高温特性を有する製品を製造するためには、偏析、質量効果等を考慮した合金設計、鋳造方案ならびに最適熱処理条件を決定する必要がある。

本研究では実験的に化学組成、熱処理条件ならびに溶接条件に関して基礎的検討を行い、次に実寸サイズのモデルケーシングを試作した後、それらの結果から得られた最適製造条件に基づき、実機のUSCケーシングを製造し、鋳造品の健全性、品質および材料特性を評価した。

2. 実験室的基礎試験

2.1 供試材および試験方法

USCケーシングは特に高いクリープ破断強さが必要であり、また構造溶接部の曲げ延性ならびに破壊強度の点から十分な伸びと適正な靱性が必要である。そのためには要求される材料特性がバランス良く満足できる最適

昭和63年3月本会講演大会にて発表 平成元年11月6日受付 (Received Nov. 6, 1989)

* (株)日本製鋼所室蘭研究所 工博 (Muroran Research Laboratory, The Japan Steel Works Ltd., 4 Chatsumachi Muroran 051)

*² (株)日本製鋼所室蘭研究所 (Muroran Research Laboratory, The Japan Steel Works Ltd.)

*³ (株)東芝重電技術研究所 (Heavy Apparatus Engineering Laboratory, Toshiba Corp.)

な化学成分と熱処理条件を見いだしておかなければならない。

供試材の化学組成はロータ、ブレードなどに使用実績のある 12%CrMoV 鋼^{10)~14)}を基本として、C, Mn, Ni, V 量を変動させたもので、50 kg 高周波誘導炉にて溶製し砂型に铸込んだ。これらの 50 kg 試験材ならびに基礎試験で用いた溶接金属の化学組成を Table 1 に示す。

デルタフェライトおよび炭窒化物の溶解固溶挙動は 900~1200°C × 5 h → 水冷の熱処理後、デルタフェライトは格子点法により、また不溶性 Nb は 6N-HCl 溶解残さ¹⁵⁾をスルホクロロフェノール S 法により測定した。

溶接特性と熱処理条件との関係については、次の熱処理を施した後行った。

1070°C × 10 h → FC + 1050°C × 10 h → AC
+ 570°C × 10 h → FC + 650°C ~ 750°C × 24 h → FC

ミクロ組織は 5% 塩酸 + ピクリン酸飽和水溶液で腐食した試料を光学顕微鏡で観察するとともに、炭化物抽出レプリカを透過型電子顕微鏡で観察した。引張試験は JIS 4 型試験片を用いて、常温および 650°C の試験温度で行った。またシャルピー衝撃試験は JIS 4 号試験片を用いて 20~120°C で試験した。クリープ破断試験はレバー式マルチ型試験機を使用し、550, 600 および 650°C で行った。

溶接特性に関する試験には Table 1 に示す組成の共金被覆アーク溶接棒を使用した。冷間割れ感受性は JIS Z 3158 に準拠し、斜め Y 型拘束試験片を用い断面割れ率を測定した。また、U 開先溶接試料を作製し、675°C × 8 h → FC の後熱処理 (PWHT) 後、継手引張試験およびクリープ破断試験を行った。

2.2 実験結果および考察

12CrMoVNbN 鋼の諸特性と関連が大きく、性質を劣化するデルタフェライトの生成度合いについては、一般的に (1) 式で計算される NEWHOUSE¹⁶⁾ のクロム当量 (Cr_{eq}) によって評価しているが、本鋼種の铸鋼を用いた試験結果とは良い一致を示していない。

$$Cr_{eq} = Cr + 6Si + 4Mo + 1.5W + 11V + 2.5Ta + 5Nb - (40C + 2Mn + 4Ni + 2Co + 30N) \dots\dots\dots(1)$$

Cr_{eq} は Cr-Ni 鋼において、RICKETT¹⁷⁾, SCHAEFFLER¹⁸⁾, IRVINE¹⁰⁾, SCHNEIDER¹⁹⁾, DELONG²⁰⁾ らが各式を提案している。本鋼の組成とデルタフェライト量を Rickett 図によって整理すると、Fig. 1 に示すように Rickett の限界線よりも Cr_{eq} の低い方向へ移動しているが、比較的良好な相関が得られており、限界線は (2) 式で表すことができる。

$$Cr_{eq} = Cr + 2Si + 1.5Mo - 2Ni - Mn - 15N = 7.5C + 8.2 \dots\dots\dots(2)$$

本鋼種には Nb が添加されており、M₂₃C₆ 炭化物の凝集粗大化抑制と Nb (CN) の微細均一分散析出により、高温でのクリープ破断強さ向上を計ったところに大きな特徴がある。Fig. 2 は熱処理 (1070°C × 5 h → FC + 1050°C × 5 h → AC + 570°C × 8 h → AC + 720°C × 7 h → AC) 後の諸特性を Nb 量との関係で示したもので、Nb 量の増加とともに引張強さ、降伏強さ、クリープ破断強さは向上するが、衝撃特性および延性は逆に低下する。したがって、強度と靱延性のバランスを考慮すると、Nb は 0.1% 程度の添加が最適であると考えられる。

Fig. 3 はデルタフェライト量の変化と不溶性 Nb として分析される Nb 炭窒化物の変化を加熱温度との関係

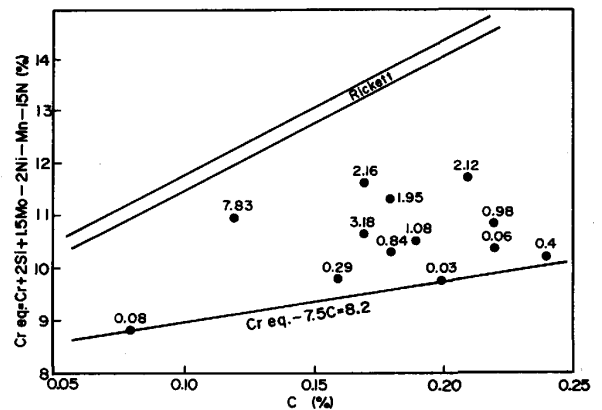


Fig. 1. Prediction of the amount of delta ferrite by the Rickett's diagram.

Table 1. Chemical composition of steels and a weld deposit used for this study (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	V	Nb	N	Remarks
A series	0.07 ~0.24	0.01 ~0.38	0.32 ~0.48	0.008 ~0.015	0.005 ~0.015	0.41 ~1.01	10.49 ~12.01	0.04 ~0.07	0.88 ~1.55	0.20 ~0.35	0.000 ~0.080	0.0028 ~0.1130	Tendency toward δ ferrite formation
B	0.15	0.55	0.60	0.026	0.009	0.61	10.70	0.04	0.99	0.34	0.125	0.0504	δ ferrite-containing
C	0.12	0.45	0.80	0.012	0.006	0.70	10.60	0.08	0.72	0.29	0.090	0.0462	High Ni
D	0.15	0.32	0.75	0.015	0.014	0.51	10.45	0.08	0.96	0.21	0.090	0.0352	δ ferrite-free
W	0.13	0.21	0.56	0.015	0.007	0.42	9.69	0.05	0.56	0.18	0.060	0.0304	Weld deposit

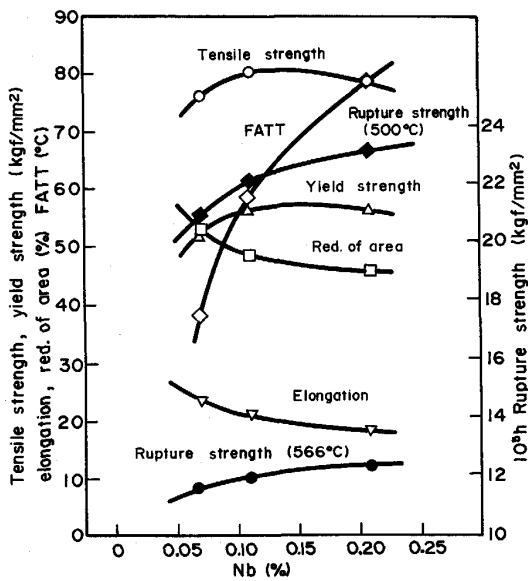


Fig. 2. Effect of Nb content on the mechanical properties of 12CrMoVNbN cast steel.

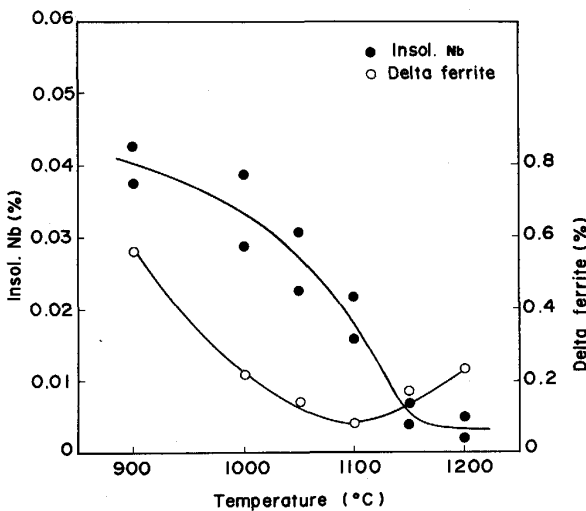


Fig. 3. Change in delta ferrite and insoluble Nb of 12CrMoVNbN cast steel with soaking temperatures.

で示した。(2)式で示したように Cr_{eq} の大小によってデルタフェライトの生成量に差はあるが、加熱温度の上昇とともに低下し、1100°C 付近で最低値を示した後、再び増加する傾向がある。このような加熱温度によるデルタフェライト量の変化は主に相変態に起因するもので、1100°C 付近の温度でオーステナイト (γ) へのデルタフェライト (δ) 固溶量が最も大きいため最低値を示すが、それ以上の温度では $\alpha(\delta) + \gamma$ 相領域となるので再び増加するものと考えられる。

タービンケーシングのような大型 casting 品では casting 内冷却速度が極めて遅いため、 casting 状態では主要組成である Nb はすべて炭窒化物 (Nb (CN)) として析出してい

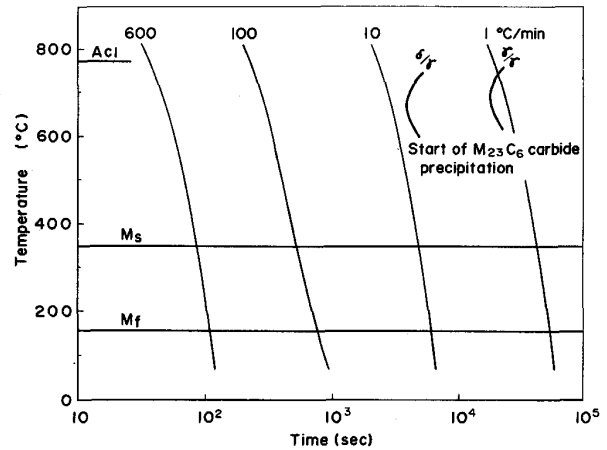


Fig. 4. Continuous cooling transformation diagram and nose of $M_{23}C_6$ carbide precipitation of 12CrMoVNbN cast steel with and without delta ferrite.

ると考えられる。Fig. 3 で示されるように、加熱温度とともに Nb (CN) が溶解し、1200°C でほぼ完全に固溶することがわかる。Nb 炭窒化物のオーステナイト中での平衡固溶限を示す溶解度積としては DUCKWORTH ら²¹⁾ の式があり、本実験の結果も溶解度積と $1/T$ は良好な直線関係となることから(3)式が求められる。

$$\log (Nb)(C + 12/14N) = -9260/T + 2.92$$

$$\dots\dots\dots(3)$$

Fig. 4 に定速連続冷却変態の測定結果と、等温保持によって得た炭化物析出ノーズを示す。熱膨張変態測定では M_s および M_f のみしか検出されないが等温保持により Cr を主体とした炭化物が、デルタフェライト含有試料では δ/γ 境界に γ/γ 境界よりも早期に析出する。これからは Cr_{eq} を低く抑えることが重要であることがわかる。他方、 γ/γ 境界への炭化物析出ノーズは $2^\circ\text{C}/\text{min}$ 以下の冷却速度に位置することから、衝風冷却で炭化物析出は十分回避できると考えられる。

引張試験および衝撃試験の結果を焼もどし温度との関係で Fig. 5 に示す。焼もどし温度の上昇とともに、常温および 566°C における引張強さは単調に低下する。一方、伸びと衝撃性質は強度とは逆に、焼もどし温度の増加とともに向上する傾向が認められ、特に衝撃性質は 675°C 以上の焼もどし温度では大きく向上する。また、デルタフェライト周辺では凝集粗大化した炭化物がクラック発生の起点になりやすいため、同一強度レベルで比較すると、デルタフェライトの含有により衝撃性質は劣化する。

本鋼種のような焼もどしマルテンサイト組織を有する材料の強度を支配する因子としては、1)炭化物による析出分散強化と、2)転位密度が考えられる²⁰⁾。各温度

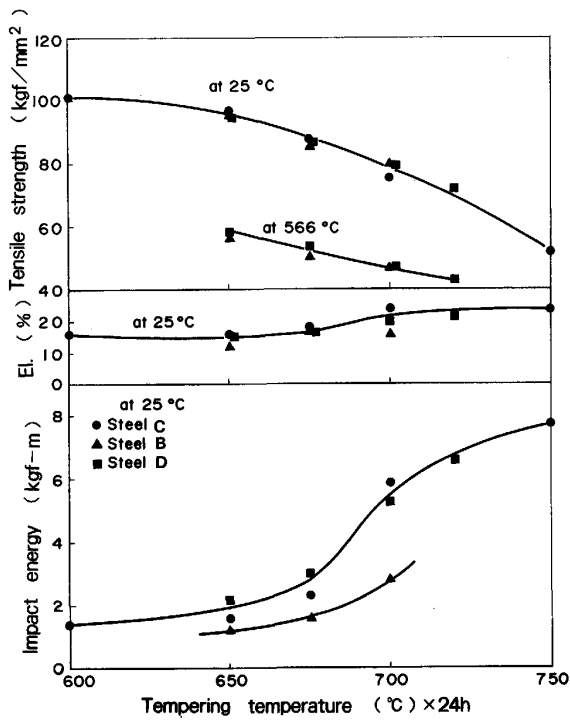


Fig. 5. Relation between mechanical properties and tempering temperatures of three 12Cr MoVNbN cast steels.

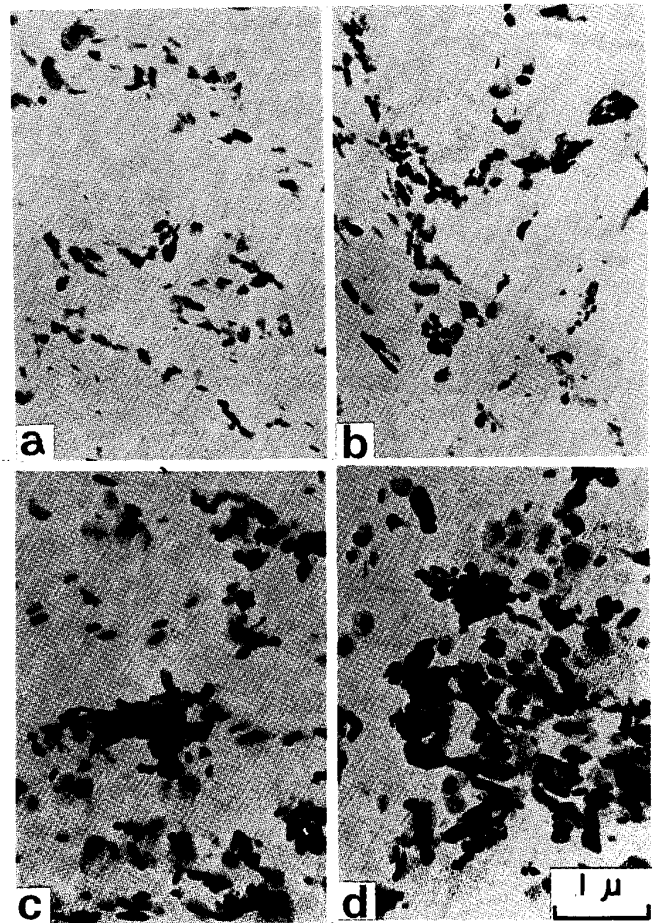
で焼きもどした試料のカーボン抽出レプリカによる透過型電子顕微鏡観察組織を Photo. 1 に示す。焼きもどし温度の上昇とともに炭化物が凝集、粗大化している。また、本鋼の転位密度は HEDE¹²⁾ らによって測定されており、転位密度は焼きもどし温度とともに低下するが、670°C 以上での低下は急激である。従って、焼きもどし温度の上昇による引張強さの低下は、炭化物の粗大化に伴う転位密度の低下に起因すると解釈できる。他方、衝撃性質が 670°C 以上の焼きもどしによって向上するのは転位密度の減少によるものと推察される。

クリープ破断試験により得られた結果を、Larson-Miller のパラメーター⁶⁾¹¹⁾、 $T(25 + \log t) \times 10^{-3}$ 、 T : K、 t : h、で整理し、USC ケーシングの運転温度 566°C における 10^5 h クリープ破断強さを求め、常温引張強さとの関係を Fig. 6 に示した。クリープ破断強さは常温引張強さと直線関係を示す。一方、Ni ならびにデルタフェライトの増加はクリープ破断強さを低下させ、デルタフェライトを含むと特に大きな劣化を呈する。

本鋼種のような焼きもどしマルテンサイト鋼のクリープ破断強さは次の三因子に依存すると推測される²³⁾²⁴⁾。

- ① 転位周りの C および N による Cottrell 雰囲気
- ② 積層欠陥エネルギーに影響する固溶強化
- ③ 転位の運動を阻止する炭化物の分散強化

しかしながら、①に関しては高温においては効果が小さく、②に関しては温度が高いため体心立方晶金属での効



a: 650°C b: 675°C c: 700°C d: 720°C

Photo. 1. Transmission electron micrographs of carbon extraction replicas taken from the specimens tempered at a temperature between 650 and 720°C.

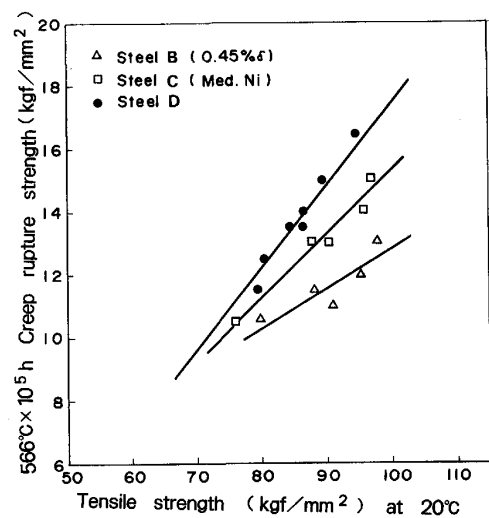


Fig. 6. Relation between tensile strength and 10^5 h creep rupture strength of three 12Cr MoVNbN cast steels normalized and tempered.

果は小さいと考えられるので、③の析出炭化物による分散強化が本鋼の場合クリープ強度を支配していると考えられる。各温度で焼きもどした試料の炭化物の形態は Photo. 1 に示したが、焼きもどし温度の上昇とともに凝集粗大化しており、700°C 以上では粗大化がとくに顕著であった。炭化物による析出分散強化量の違いに起因した場合、常温強度と同様クリープ破断強さも高温焼きもどした試料ほど低下し、両者の間には良好な直線関係が得られたものと考えられる。

鋳造品は不可避免的に発生する鋳造欠陥の補修溶接と、エルボなどの構造溶接を行うことから、適正予熱温度、後熱処理条件 (PWHT) を決定する必要がある。また、継手性能も所期の要求特性を満足しなくてはならない。

斜め Y 型拘束割れ試験により、予熱温度との関係で断面割れ率を測定した結果、12CrMoVNbN 鋳鋼母材に施された焼きもどし温度が高く、強度レベルの低いものでは割れ感受性が幾分低くなる傾向が認められるが、いずれも 200°C 以上の予熱温度で割れは発生しない。他方、従来から高温高圧用ケーシング材料として使用されている CrMoV 鋳鋼においても、適正予熱温度は 200°C 以上であることから、12CrMoVNbN 鋳鋼の冷間割れ感受性は CrMoV 鋳鋼と同等と判断される。

Table 1 に示す合金溶接棒を用い継手溶接を行い、675°C × 8 h の PWHT (SR) と焼ならし、焼きもどしの PWHT (NT) を施した後各種試験を行い、得られた結果を母材との比較で Fig. 7 に示した。溶接金属と母材の化学組成はほとんど変わらないが、SR の場合、熱影響部 (HAZ) が最弱部となり、母材よりも強度が低くなるため、常温の継手強度が低くなり、またクリープ破断強さも低い。一方、NT の場合は硬さの均一な継手が得られ、いずれの性質も母材と同等それ以上の値となっている。

	Tensile strength (kgf/mm ²)				Red. of area (%)				566°C × 10 ⁵ h Rupture strength (kgf/mm ²)						
	60	70	80	90	30	40	50	60	9	10	11	12	13	14	15
Casting	[Bar chart: 60-90]				[Bar chart: 30-60]				[Bar chart: 9-15]						
Weld joint (SR)	[Bar chart: 60-80]				[Bar chart: 30-50]				[Bar chart: 9-12]						
Weld joint (NT)	[Bar chart: 60-90]				[Bar chart: 30-60]				[Bar chart: 9-15]						

Fig. 7. Comparison in tensile properties and creep rupture strength of the weld joint Stress Relieved (SR) with those of Normalized and Tempered (NT) on the base of 12CrMoVNbN cast steel.

3. モデルケーシングの試作と検証

3.1 試作要領

12CrMoVNbN 鋳鋼の材料特性と製造性に関する基礎試験により、最適化学組成ならびに熱処理条件および溶接条件が決定された。しかし、12Cr 系の USC ケーシングは世界でも初めての製造であり、基礎試験では明らかにできない(1)鋳造性、溶接作業性、熱処理性等の製造性、(2)内部品質、(3)材料特性の均一性を検証するため、実寸サイズモデルのケーシングを試作した。モデルケーシングの製造工程ならびに溶接、熱処理条件は、後述する実機ケーシングの場合と同一であり、試作部位は主蒸気管、再熱蒸気管および抽気管が集中するケーシングの中央部であり、この部位は実機稼働時に最も過酷な条件にさらされる。モデルケーシングは熱処理後、非破壊検査により内部品質を評価するとともに、中央部 2 断面を切断して材料特性に関する試験も行った。

3.2 試作結果および評価

試作モデルケーシングの外観および切断面を Photo. 2 に示す。このように、切断面には問題となる鋳造欠陥は検出されず、良好な内部品質を示していることがわかる。また、切断面についてはマクロ腐食ならびにサルファプリント試験も行ったが、明瞭なマクロ偏析は観察されず均質であった。さらに、表面および内部に関する非破壊検査からも、現用 1%CrMoV 鋳鋼品と同等の表面性状および内部健全性を有することが確認された。

Fig. 8 は各部位から採取した試料を用いて引張試験を行った結果を示す。このように各部位による引張特性の差は小さく、材料特性が均一であることも確認された。



Photo. 2. Partial model casing casting showing the surface and internal soundness.

Table 2. Chemical composition of USC turbine casing casting (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	
Ladle	0.14	0.28	0.57	0.007	0.006	0.52	10.10	0.88	0.22	0.10	0.0382	
Test coupon	0.13	0.29	0.56	0.007	0.006	0.51	10.08	0.88	0.23	0.10	0.0396	
Flange	Surface	0.14	0.32	0.59	0.007	0.006	0.51	10.20	0.88	0.23	0.10	0.0399
	1/4 T	0.14	0.31	0.59	0.008	0.008	0.51	10.16	0.88	0.23	0.10	0.0407
	Center	0.13	0.31	0.57	0.006	0.008	0.51	10.10	0.86	0.23	0.10	0.0389

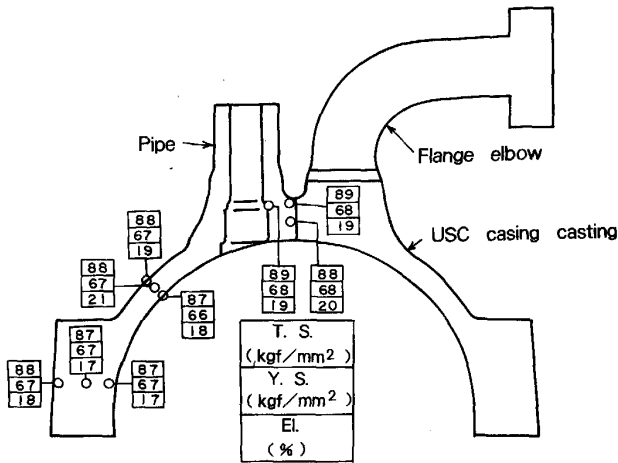


Fig. 8. Tensile properties of the specimens taken from each location of a partial model casing casting.

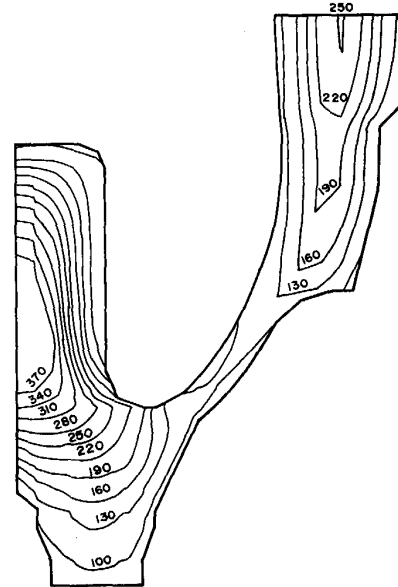


Fig. 9. An example of solidification analysis of USC casing casting. Number in Fig. is isothermal time (min) of 30% solid fraction.

4. 実機ケーシングの製造

4.1 製造方法

USC プラント用タービンケーシングの製品重量は上, 下半とも約 40 t であり, 付着試験片 (現行ケーシングの材料試験用試験片) とフランジ部余材を用いて品質評価のための各種試験を行った。

USC ケーシング製造の概略工程は次のとおりである。

铸造方案→木型製作→造型→溶解精錬→铸込み→砂落とし→高温焼鈍→押湯切断→機械加工→補修・構造溶接→調質

ここで現行ケーシングの製造工程と比較すると, 高温焼鈍が付加され, また補修溶接と構造溶接後に, 焼ならし, 焼もどしの調質が行われている点が異なっている。

ケーシング製造上のポイントとして铸造方案は, 不可避的に発生する铸造欠陥を最小限に抑えるため, コンピュータによる凝固解析で確認しながら決定した。その凝固パターンを Fig. 9 に示す。また, 基礎試験によって決定された最適化学成分の中で, 特に Cr_{eq} , C, P, S を厳しい目標範囲にコントロールするため, 塩基性電気炉で溶製後炉外精錬を行った。なかでも延性およびクリープ破断性質の向上を目的に, 低 P, 低 S 化を計った。

4.2 ケーシングの品質と材料特性

付着試験片およびフランジ部余材肉厚各位置の化学成分分析結果を Table 2 に示す。このように各成分は厳しい目標成分範囲にあり, また肉厚方向の変動も小さく, さらに成分濃化も認められない。また, 本体各部位について磁粉探傷検査, 染色探傷検査, 超音波探傷検査を実施したが, 表面および内部性状ともに現用の 1% CrMoV 铸鋼品と同等以上の優れた品質であった。

Photo. 3 はフランジ部余材試料の炭化物抽出レプリカを透過型電子顕微鏡で観察したものである。また, 試料中に存在する析出物の X 線回折による同定結果も併記したが, $M_{23}C_6$ と Nb (CN) の 2 種類の析出物が同定され, 微細な Nb (CN) と粒状の $M_{23}C_6$ が均一に分散析出していることが確認された。

フランジ部余材肉厚各位置から採取した試料ならびに付着試験片の各種試験結果を, 現用 1% CrMoV 铸鋼品との比較で Fig. 10 に示す。また, フランジ余材縦断面のショア硬さ分布を Fig. 11 に示す。このようにフランジ部断面の硬さは HS39~40 であり, また引張強さも

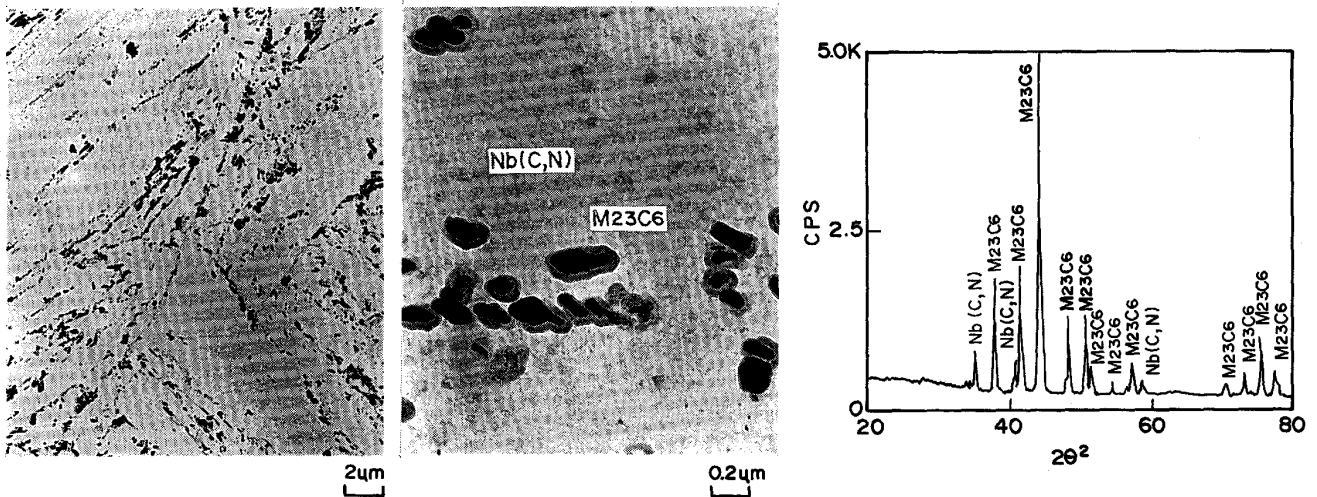


Photo. 3. Transmission electron micrographs of carbon extraction replicas and X-ray diffraction analysis of the precipitates taken from the specimens of USC casing casting.

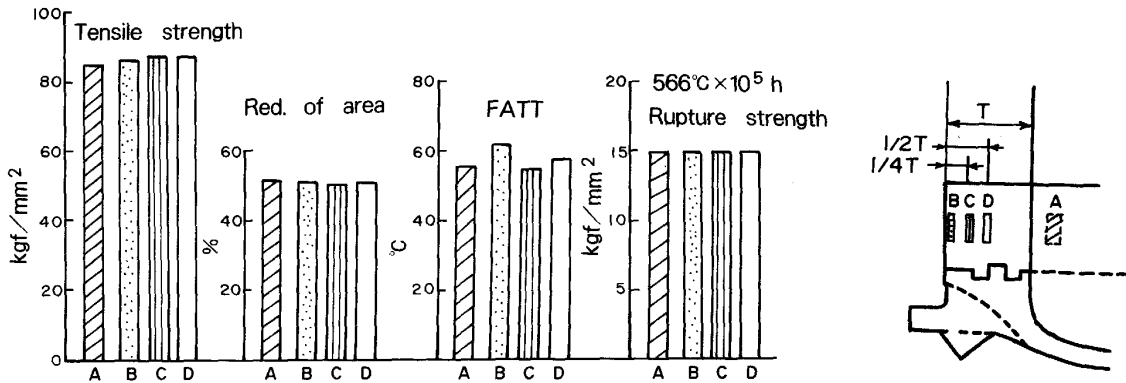


Fig. 10. Tensile properties, FATT and creep rupture strength of the specimens taken from each location of the flange material and the test coupon.

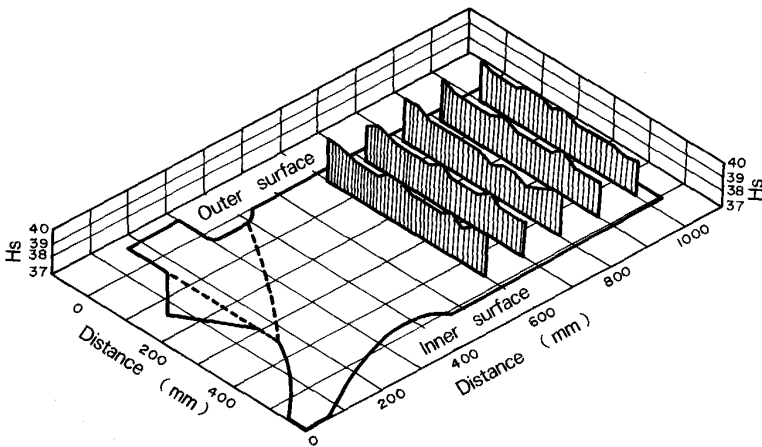


Fig. 11. Shore hardness distribution at the longitudinal cross section of the flange material.

肉厚を通してほぼ均一である。さらに絞り、FATT ならびにクリーブ破断強さも肉厚における差が極めて小さいことがわかる。Fig. 12 はクリーブ破断試験の結果を Larson-Miller のパラメーターで整理し、10⁵ h 破断応

力と試験温度の関係で示した。これより、実機ケーシングは現用 1%CrMoV 鋼品を上回るクリーブ破断強さを有していることがわかる。

基礎試験の結果に基づく溶接条件によって、不可避的

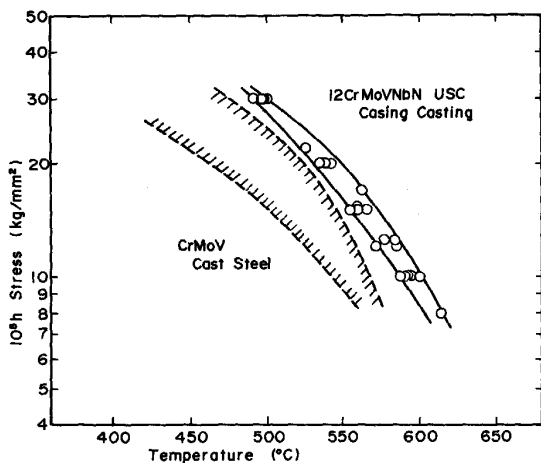


Fig. 12. 10^5 h creep rupture strength of the specimens taken from 12CrMoVNbN USC casing casting comparing scatter band in conventional CrMoV cast steels.

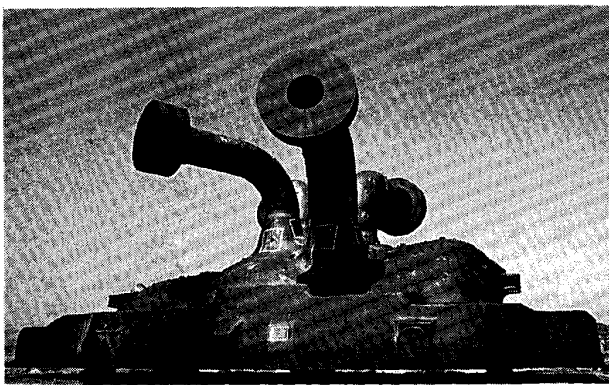


Photo. 4. USC casing casting successfully manufactured by 12CrMoVNbN steel.

に発生した鋳造欠陥の補修溶接ならびにエルボ、フランジ、短管の構造溶接がなされ、完成した USC ケーシングの外観を Photo. 4 に示す。溶接施工後非破壊検査ならびに寸法検査が行われたが、いずれも要求仕様を十分満足するものであった。

5. 結 言

USC タービン用ケーシングを 12CrMoVNbN 鋳鋼により製造するため、化学組成、熱処理条件ならびに溶接条件に関して基礎試験を行い、さらに部分モデルの試作を経て実機ケーシングを製造し諸特性の評価を行った。

得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 靱性ならびにクリープ破断強さを劣化させるデルタフェライトは、RICKETT の Cr_{eq} により整理され、 $Cr_{eq} - 7.5C < 8.2$ では出現しない。また、加熱温度の上昇とともに減少し 1100°C で最低となるが、それ以上の温度では $\alpha(\delta) + \gamma$ 相領域となるので再び増加する。

(2) Nb の添加は微細な炭窒化物を形成させ、クリープ破断強さを向上させるが、靱延性を低下させることから、0.1% 程度が最適である。また、Nb の炭窒化物は加熱温度の上昇により溶解し、溶解度積は次式で表される。

$$\log(Nb)(C + 12/14N) = -9260/T + 2.92$$

(3) 常温ならびに高温強さは焼もどし温度とともに単調に低下し、逆に伸び、絞りならびに衝撃値は上昇する。また、クリープ破断強さも常温強度とともに向上する。

(4) 溶接性は現用 1% CrMoV 鋼と同等であり、また継手性能は焼ならし、焼もどしの PWHT を実施することにより母材と同等以上の性質が得られる。

(5) これらの化学成分、熱処理条件ならびに溶接条件の基礎検討ならびに部分モデルの試作を経て製造された実機のケーシングは表面性状、内部健全性が良好であり、また諸特性も厚肉部を通して均一で、現用 1% CrMoV 鋳鋼品を上回る高いクリープ破断強さが得られた。

文 献

- 1) S. B. BENNETT and R. L. BANNISTER: PRRI, CS-2223 (1981 年 1 月)
- 2) H. HAAS, J. EWALD, W. ENGELKE and H. TERMUEHLEN: APC (1982 年 4 月)
- 3) 久野勝邦, 桐原誠信, 植西 晃: 日立評論, **64** (1982), p. 49
- 4) 本田 整, 草野 雅, 元木一彰, 木原重信, 栗林宗孝, 梶谷一郎: 火力原子力, **37** (1986), p. 431
- 5) M. AKIBA, T. IKEDA and K. AIZAWA: APC (1985 年 4 月)
- 6) 宮崎松生, 渡辺 修, 山田政之: 火力原子力, **37** (1986), p. 65
- 7) 二宮 敏, 坂井 彰, 山地康博, 藤井 稔: 日立評論, **63** (1981), p. 13
- 8) 磯野英二: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 1250
- 9) 河合光雄, 川口寛二, 吉田 宏, 金沢 瑛, 三戸 暁: 鉄と鋼, **64** (1978), p. 128
- 10) K. J. IRVINE, D. J. CROWE and F. B. PICKERING: J. Iron Steel Inst., **195** (1960), p. 386
- 11) 朴 翔 晃, 朝倉健太郎, 藤田利夫, 渡辺十郎: 鉄と鋼, **66** (1980), p. 82
- 12) A. HEDE and B. ARONSON: J. Iron Steel Inst., **207** (1969), p. 1241
- 13) 藤田利夫: 鉄と鋼, **47** (1961), p. 53
- 14) R. PETRI and P. SCHWAAB: Arch. Eisenhüttenwes., **52** (1981), p. 27
- 15) 盛 利貞, 藤田清比古, 時実正治, 山口 紘: 鉄と鋼, **50** (1964), p. 911
- 16) D. L. NEWHOUSE, B. R. SEGUIN and E. M. LAPE: Trans. ASME, **76** (1954), p. 1107
- 17) R. L. RICKETT, W. F. WHITE and C. S. WALTON: ASM Trans., **44** (1952), p. 138
- 18) A. L. SCHAEFFLER: Metal Progress, **56** (1949), p. 680
- 19) H. SHNEIDER: Foundry Trade J., **108** (1960), p. 562
- 20) W. T. DELONG: Metal Progress, **77** (1960), p. 98
- 21) W. E. DUCKWORTH, R. PHILLIPS and J. A. CHAPMAN: J. Iron Steel Inst., **203** (1965), p. 108
- 22) M. E. BUSH and P. M. KELLY: Acta Metall., **19** (1971), p. 363
- 23) G. J. P. BUCHI, J. H. R. PAGE and M. P. SIDEY: J. Iron Steel Inst., **203** (1965), p. 291
- 24) B. WALSER, A. TRAUTWEIN and W. GYSEL: Arch. Eisenhüttenwes., **48** (1977), p. 285