

技術報告

12Cr-Mo-V-Nb 鋼大形鋼塊中の共晶 NbC
の発生領域の予測赤堀 公彦*・前野 茂夫*・児玉 英世*
森定 祝雄*²・大島 俊彦*³Prediction of the Formation Region of Eutectic NbC in a Large
12Cr-Mo-V-Nb Steel IngotKimihiro AKAHORI, Shigeo MAENO, Hideyo KODAMA,
Norio MORISADA and Toshihiko ÔSHIMA

Synopsis :

The purpose of this study is to predict the formation region of eutectic NbC in large ingots and to eliminate its detrimental effects. The correlation between the formation region of eutectic NbC and the ratio of the height H to the diameter D (H/D) was investigated experimentally using ingots of 2 t and 10 t and the temperature gradient at the end of solidification in these ingots was calculated by a finite difference method.

The plots of the logarithm of the critical temperature gradient for the formation of eutectic NbC which was obtained experimentally against the logarithm of the calculated average cooling rate during solidification yielded a straight line. It was predicted from this result that when casting a 100 t ingot eutectic NbC would not be formed if the value of H/D is less than 0.6 and magnetic particle test indication would not be detected if the value of H/D is less than 1.0. A 100 t ingot having ratio H/D of 0.96 was made and a turbine rotor shaft was produced from this ingot. The center core portion of the rotor shaft had satisfactory mechanical properties and no indication of defects was detected by magnetic particle testing.

1. 結 言

最近の火力発電用タービンは省エネルギーの立場から効率向上が要求されており、使用蒸気温度の高温化および単機容量の大形化が進められている¹⁾。蒸気温度は 538°C から 566°C へ、単機容量は 700~1000 MW 級が標準となりつつあり、従来の高圧および中圧タービンロータシャフトに使用されていた 1Cr-1.25Mo-0.25V 鋼では高温強度が不足するため、より高温強度のすぐれている 12Cr 鋼の採用が不可欠となってきた。

現在、タービンロータシャフトに用いられている 12Cr 鋼には Cr のほかに高温強度を改善するために Mo, V, Nb または Ta, N などが添加されているが^{2)~4)}、これらの元素のうちで大形タービンロータシャフト製造時に特に問題となる元素として Nb があげられる。鋼中においては Nb は少量添加でも共晶炭化物を形成しやすく⁵⁾、引張性質のうち特に伸びおよび絞りを低下させることが知られており³⁾ ロータシャフトの製造においては共晶 NbC の発生を防止することが重要な課題である。

タービンロータシャフト用 12Cr 鋼に添加される Nb

量は通常 0.05~0.12% であり、平衡状態あるいは小形鋼塊中では共晶 NbC は発生しない程度であるが、大形鋼塊の偏析部では発生する可能性が大きいので、鋼塊中でのその発生条件を 2 t 級および 10 t 級小形鋼塊を用いた実験により決定し、100 t 級の大型鋼塊中での発生条件を予測した。共晶 NbC は凝固時の溶鋼の供給不十分なザク状欠陥部に付随して発生すると考え、凝固計算により鋼塊中の凝固状況を推定し、铸件の引け巣欠陥の発生予測に利用されている凝固時の温度こう配法を用いて⁶⁾⁷⁾、小形鋼塊中のザク状欠陥および共晶 NbC の発生領域と凝固時の温度こう配を対応させてその発生条件を決定し、大形鋼塊中でのこれらの欠陥の発生を予測した。共晶 NbC の発生防止対策としては鋼塊の高径比 (H/D) を小さくすることを考え、各種鋼塊における共晶 NbC 発生の臨界温度こう配を求めるとともにそれに対応する鋼塊の H/D を決定した。

本研究結果を用いて 1000 MW 中圧タービンロータシャフトを製造し、共晶 NbC による機械的性質の低下のない健全なロータシャフトを完成させた。また、本研究は、他の鋼種においても、中心部に欠陥のない健全な鋼

昭和 58 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 3 月 23 日受付 (Received Mar. 23, 1984)

* (株)日立製作所日立研究所 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd., 3-1-1 Saiwai-cho Hitachi 317)

*² (株)日立製作所素形材事業部 (New Materials, Castings & Forging Div., Hitachi Ltd.)

*³ (株)日立製作所勝田工場 (Katsuta Works, Hitachi Ltd.)

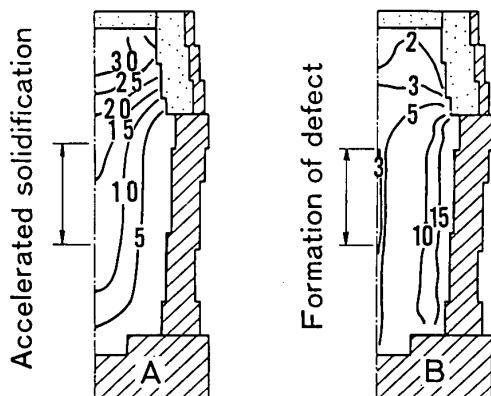
塊形状を設計する上で有効な手法と考えられ、広範囲の適用が可能である。

2. 実験方法

2.1 共晶 NbC の発生領域推定法

凝固過程において、溶湯の補給が完全であれば引け巣は発生しない。もし、鋼塊軸心部での凝固速度が大きい場合に溶湯の補給が不十分であれば引け巣が発生するが、この補給の過程で濃化溶鋼が移動すると考えられるので、引け巣の発生領域の近傍では溶質濃度の高い部分が存在する。Nb 入り 12Cr 鋼においては、Nb および C 量が高い場合には引け巣のまわりに共晶 NbC が発生する。このような条件が生ずる場合は、引け巣部はそのまわりの部分から溶鋼の補給が受けられないことを示している。すなわち、その部分はまわりに対して凝固時の温度こう配が小さいことを示している。溶鋼の補給が可能な限界温度こう配は冷却速度が大きい程大きくなる。

Fig. 1 はモデル鋼塊 (100 t 鋼塊, $H/D=1.6$) についての凝固計算結果を示す。(A)は鋼塊各部の凝固終了時間を示す。鋼塊の中央部では等時間線の間隔が上下方向に大きく、この部分は鋼塊下部からの凝固が速くなるため加速凝固域と呼ばれており、欠陥の発生しやすい領域として従来から知られている。しかし、凝固終了時間から欠陥の発生領域を定量的に評価することは困難である。(B)は鋼塊各部の凝固終了時の温度こう配を示したものである。(A)で示した加速凝固域の凝固終了時の温度こう配は小さくなっており、温度こう配により欠陥発生を定量的に評価することが可能である。この凝固終了時の温度こう配の小さい部分に引け巣などの欠陥が発生しやすいことは実験で実証されており⁶⁾⁷⁾、鋳物においては温度こう配を用いて引け欠陥の発生を予測し、鋳造



[$H/D=1.6$, A: Solidification time(h), B: Temperature gradient at the end of solidification $^{\circ}\text{C}/\text{cm}$]

Fig. 1. Solidification calculation results of the 100 t ingot.

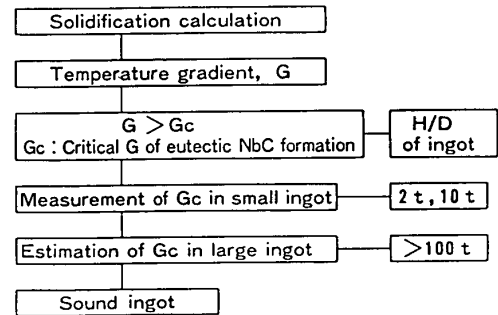


Fig. 2. Flow diagram of the prediction of eutectic NbC formation in the large 12Cr steel ingot.

方案の改善に利用されている。本研究においても、凝固終了時の温度こう配を用いて、12Cr 鋼中の共晶 NbC の発生領域を推定する方法を検討した。

Fig. 2 は本研究で用いた凝固終了時の温度こう配法による 12Cr 鋼中の共晶 NbC の発生領域推定法を示す。まず、凝固計算により鋼塊各部の凝固終了時の温度こう配 G を求める。共晶 NbC はこの G が共晶 NbC 発生限界温度こう配 G_c より大きければ発生しないが、 G_c より小さければその領域に発生する。共晶 NbC 発生防止のためには鋼塊中の G を大きくする必要があり、その手段としては、(1) 鋼塊の H/D を小さくすること、(2) 鋼塊のテーパを大きくすること、(3) 鋼塊下部からの冷却を大きくすること、(4) 押湯の保温効果を大きくすることなどが考えられる。これらのうちで実用的な方法は鋼塊の H/D を小さくすることであり、本研究では H/D の影響について検討した。問題は G_c 値を求める方法であり、 G_c 値は凝固冷却速度すなわち鋼塊の大きさによつて異なることが考えられるため、小形鋼塊での実験および凝固計算結果から G_c 値を求め、大形鋼塊の G_c 値を推定し、健全な大形鋼塊製造のための H/D を決定した。

2.2 凝固計算

本実験に供した各試験鋼塊および H/D を種々変えた 100 t 鋼塊について凝固計算を行い、ザク状欠陥および共晶 NbC 発生位置と凝固条件の関係を検討した。凝固計算は直交要素の二次元の前進差分法にて行い、凝固潜熱は比熱の増加として取り扱った。熱的定数は一定とし、計算に用いた数値を Table 1 に示す。なお、鋼塊と金型間の熱伝達係数は鋳込み直後を 0.05 とし、エア・ギャップの生成とともに小さくして、最終的に 0.006 とした。

凝固終了時の温度こう配は、ある分割点の温度が固相線温度を通過する際の隣接する 8 分割点との間の温度こう配を計算し、そのうち高温側の最大の値を用いた。凝

固計算結果は Fig. 1 に示したようなプロッタによる作図およびリストにて出力した。

2.3 試験鋼塊

試験鋼塊の大きさとしては 2 t 級および 10 t 級の鋼塊を選定した。これらの鋼塊ケースの直径は 2 t 級で約 500 mm, 10 t 級で約 1000 mm であり、実際に必要とする鋼塊直径の約 1/4 および約 1/2 に相当している。H/D は Table 2 に示したように、2 t 級のシリーズ I では 2.3, 1.6, 1.0, 10 t 級のシリーズ II および III では 1.6, 1.0, 0.8 とした。なお、シリーズ III の H/D = 1.0 の鋼塊は直径 620 mm のブルームに鍛造後内部性状を調査した。H/D の調節は鋼塊底部をフラン砂および鋼板で底上げすることによって行つた。

Table 3 は実験鋼塊の化学組成を示す。実験はシリーズ I ~ III に分けて実施した。シリーズ III においては Nb 量および Cr 当量を下げる方向で検討した。溶解はエル

一式電気炉で行い、取鍋精錬により S, O などはできるだけ下げるように考慮した。鋼塊は 700°C で焼なまし後切断し、調査に供した。

2.4 調査方法

試験鋼塊は中心線に沿って縦方向に切断し、切断面のマクロ調査を行つた。マクロ調査としては、染色浸透探傷試験、サルファプリント試験およびマクロ組織試験を実施した。ミクロ調査としては、鋼塊の縦断面について高さ方向については鋼塊本体上部から 100 mm 間隔に、横方法については中心線から 75 mm 間隔に試験片を採取し、 δ -フェライト量および共晶 NbC の分布を調査した。 δ -フェライト量は点算法によりその量を測定し、共晶 NbC は 25 mm × 25 mm の検鏡面全域にわたりその大きさを測定した。共晶 NbC の観察された試料については磁化電流約 1000 A で磁化し、磁粉探傷試験も合わせ行つた。

3. 実験結果

3.1 マクロ組織

Photo. 1 はシリーズ I の 2 t 級鋼塊の縦断面マクロ組織を示す。H/D の大きな鋼塊では中心線に沿って割れ状の欠陥が認められ、これは通常ザク巣またはザクきずと呼ばれているものである。その発生範囲は H/D が大きいほど広い範囲となつてはいるが、H/D = 1.0 では割れ状の欠陥はなく、中心部の小範囲に小さな欠陥が点在しているのみであり、ほぼ健全な鋼塊である。鋼塊の健全部は鋼塊の上部側および下部側の一定の範囲となつてはいる。サルファプリント試験でも確認したが、V および A 偏析は認められなかつた。

Photo. 2 はシリーズ II および III の 10 t 級鋼塊の縦断面マクロ組織を示す。10 t 級鋼塊においても 2 t 級鋼塊とほぼ同様な割れ状の欠陥が発生しているが、その形態、大きさ、存在範囲などが多少異なつてはいる。すなわち、欠陥の存在範囲は、H/D が同じ場合、2 t 級鋼塊の場合よりやや広い範囲となつてはいる。H/D = 1.0 の場合、2 t 級鋼塊中の欠陥はわずかであつたが、10 t 級鋼塊になるとハの字形の欠陥が鋼塊中心部に存在している。H/D = 1.6 においても、10 t 級鋼塊になると欠陥の

Table 1. Physical properties used in the calculations.

Material	Density (g/cm ³)	Specific heat (cal/g·deg)	Thermal conductivity (cal/s·cm·deg)	Heat transfer coefficient (cal/s·cm ² ·deg)
Ingot	7.3	0.16	>1495°C 0.10 <1495°C 0.077	ingot-mold interface
Mold	7.1	0.15	0.08	0.05~0.006

Pouring temperature (°C)	Liquidus temperature (°C)	Solidus temperature (°C)	Mold initial temperature (°C)
1550	1495	1395	80

Table 2. Experimental conditions and dimensions of ingots.

Series No.	Ingot weight (t)	H/D	Height H (mm)	Diameter D (mm)
I	2	2.3	1100	480
		1.6	790	495
		1.0	500	507
II	10	1.6	1510	944
		1.0	1117	1142
III	10	*1.0	1155	1175
		0.8	1010	1260

* Investigated after forging to the bloom

Table 3. Chemical compositions of the 12Cr steels used. (wt%)

Series No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	Cr eq.
I	0.14	0.28	0.64	0.49	10.48	0.97	0.19	0.06	0.040	8.4
II	0.15	0.40	0.69	0.51	10.56	0.98	0.18	0.08	0.066	7.9
III	0.16	0.31	0.82	0.53	10.37	0.96	0.18	0.05	0.055	6.5

Cr eq. = Cr + 6Si + 4Mo + 11V + 5Nb - 40C - 2Mn - 4Ni - 30N

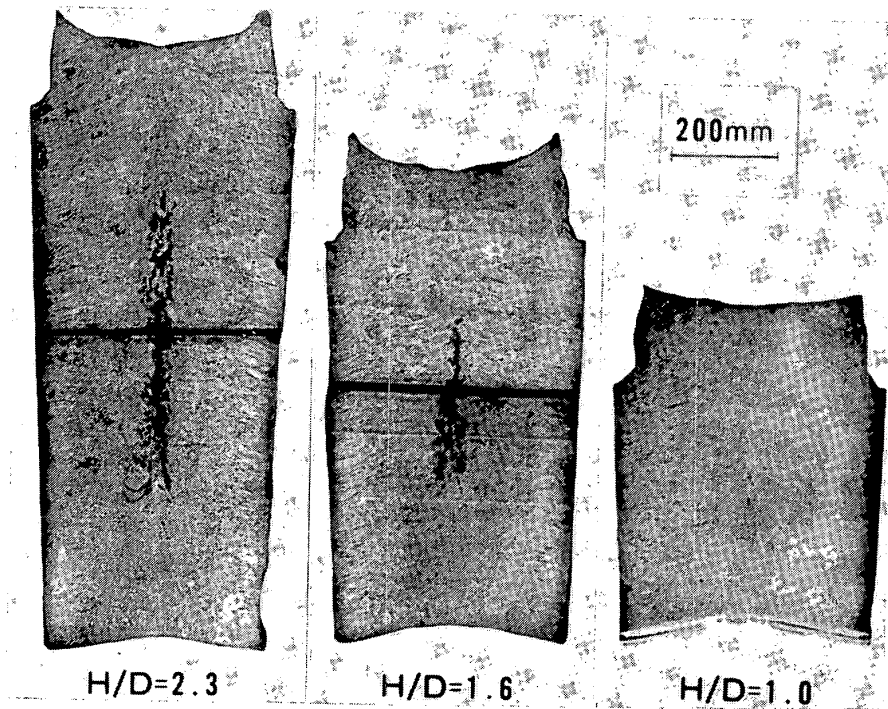


Photo. 1. Macrostructures of vertical sections of 2 t ingots.

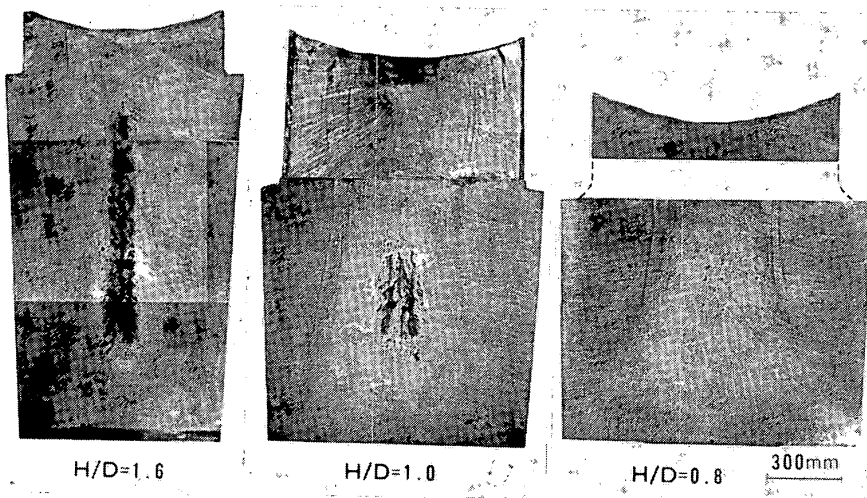


Photo. 2. Macrostructures of vertical sections of 10 t ingots.

存在範囲は広くなっており、その形態も鋼塊上部ではV字形であり、サルファープリントによってもV偏析が確認されている。 $H/D=0.8$ では中心部の割れ状欠陥は小さなものがわずかに存在する程度である。A偏析は $H/D=1.6$ では一部にわずかに発生しているのみであるが、 H/D が小さくなり、鋼塊直径が大きくなると発生しやすく、かつ明瞭に現れている。

3.2 ミクロ組織

Fig. 3 および Fig. 4 は 2 t 級および 10 t 級鋼塊で顕微鏡下で観察された $50 \mu\text{m}$ 以上の共晶 NbC の分布ならびに磁粉探傷試験におけるインジケーションの分布を示す。2 t 級鋼塊における $50 \mu\text{m}$ 以上の共晶 NbC および磁粉探傷試験のインジケーションは各鋼塊とも鋼

塊の中心線上に分布しており、他の場所には存在しない。 $H/D=2.3$ の鋼塊では $50 \mu\text{m}$ 以上の共晶 NbC は鋼塊上部から 200~700 mm の範囲に存在し、磁粉探傷インジケーションは 400, 500 および 700 mm の位置で検出された。 $H/D=1.6$ および 1.0 鋼塊では鋼塊中央部 1 個所に磁粉探傷インジケーションを伴う $50 \mu\text{m}$ 以上の共晶 NbC が存在した。これらの欠陥はいずれも前述のマクロ組織 (Photo. 1) の割れ状欠陥が大きな位置にほぼ一致している。

10 t 級鋼塊においては、共晶 NbC の横方向の分布は中心線から 225 mm の範囲であり、縦方向の分布は $H/D=1.6$ では鋼塊の上部から 1100 mm の範囲、 $H/D=1.0$ では上部から 600 mm の範囲に分布しているが、主に鋼

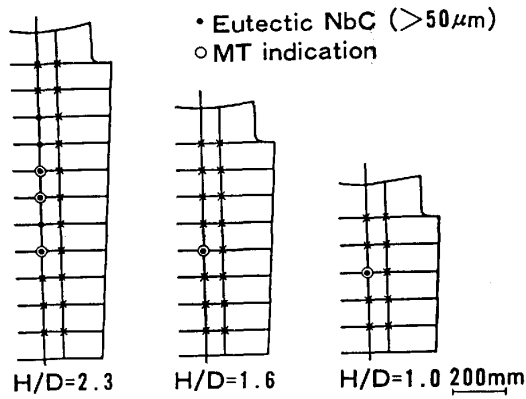


Fig. 3. Distribution of eutectic NbC and magnetic particle test (MT) indication in 2 t ingots.

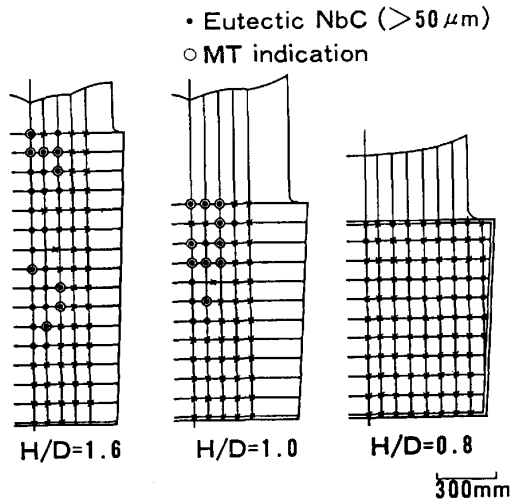


Fig. 4. Distribution of eutectic NbC and magnetic particle test (MT) indication in 10 t ingots.

塊本体の上部および中央部よりやや下部で広く分布している傾向を示している。 $H/D=0.8$ 鋼塊は共晶 NbC の発生が非常に少なかったが、これは H/D が小さいためならびに Nb の添加量がやや少なかったためと考えられる。当然のことであるが、共晶 NbC の防止には Nb 添加量を減らすことが有効な手段である。共晶 NbC とザク状欠陥との関係は鋼塊下部ではザク状領域内に共晶 NbC が存在しているが、上部では健全部にも共晶 NbC が存在しており、鋼塊の上部の使用には十分に注意する必要がある。また、鋼塊中心より離れた位置での共晶 NbC の発生はちょうど A 偏析に対応しており、A 偏析についての検討も必要である。

共晶 NbC の大きさおよび磁粉探傷インジケーションの関係は、 $200 \mu\text{m}$ 以上の共晶 NbC でもインジケーションとして検出されない場合もあり、共晶 NbC の大きさを判定することは困難であるが、鍛造による共晶 NbC の伸長を考慮して $50 \mu\text{m}$ 以上の大きさを整理した。 50

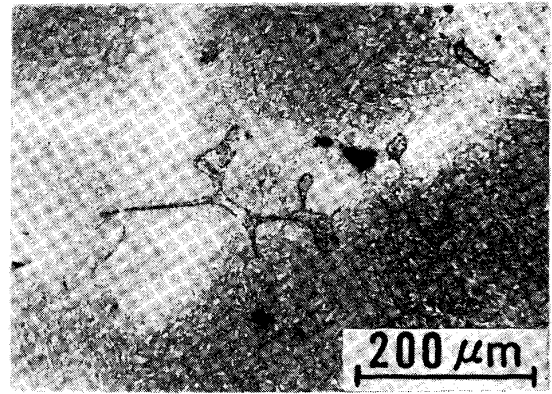


Photo. 3. Microstructure of the eutectic NbC formed in the 10 t ingot ($H/D=1.6$).

μm 以上の大きさを整理することは実的には相当に厳しい判定といえる。

Photo. 3 は 10 t 級鋼塊中での共晶 NbC 発生部のマイクロ組織を示す。共晶 NbC はデンドライトの樹枝間に存在し、一部はマイクロキャビティの近くに存在しているものも見られる。NbC は粒状または棒状を示しているが、共晶中には MnS も観察され、MnS と NbC はほぼ同時に晶出するものと考えられる。S は熔融温度を下げても偏析を助長すると考えられるので、共晶 NbC の影響を抑えるためには S 量をできるだけ下げることが有効と考えられる。

δ -フェライトはいずれの実験鋼塊においても存在し、鋼塊の中心部に入るにしたがって多くなっているが、 1150°C の拡散処理によって消失することが明らかとなっており、Cr 当量を考慮すれば 100 t 級鋼塊を用いた鍛鋼品中でもその発生を防ぐことは可能である。

4. 欠陥発生領域の推定

4.1 欠陥と凝固時の温度こう配との対応

Fig. 5 および Fig. 6 は 2 t 級および 10 t 級鋼塊の凝固終了時の温度こう配と鋼塊の中心線上の欠陥発生位置との関係を示す。2 t 級鋼塊についてみると、 H/D が 2.3 ではザク状欠陥は温度こう配が約 $12^\circ\text{C}/\text{cm}$ 以下の部分に発生しており、この値 (G_c) は H/D が 1.6 および 1.0 でもほぼ同じとなっている。共晶 NbC はこれらのザク状欠陥の存在する範囲の中に発生しており、2 t 級鋼塊においては、ザク状欠陥の発生を防止すれば共晶 NbC の発生は防止できると考えられる。10 t 級鋼塊については、温度こう配が約 $7^\circ\text{C}/\text{cm}$ 以下の範囲にザク状欠陥が発生しており、共晶 NbC はザク状欠陥の中およびその上部の健全部にも一部存在している。共晶 NbC の存在範囲の鋼塊の大きさによる違いは、大形鋼

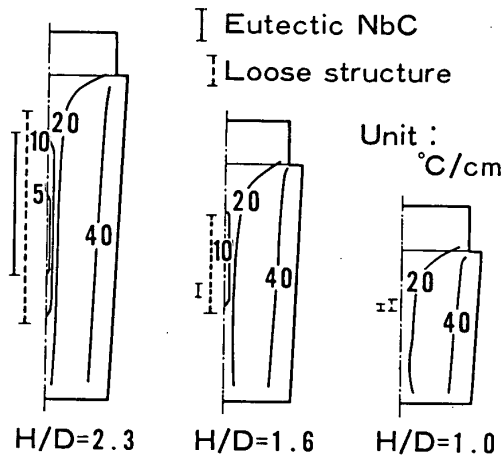


Fig. 5. Calculated temperature gradient and formation region of eutectic NbC and loose structure in 2 t ingots.

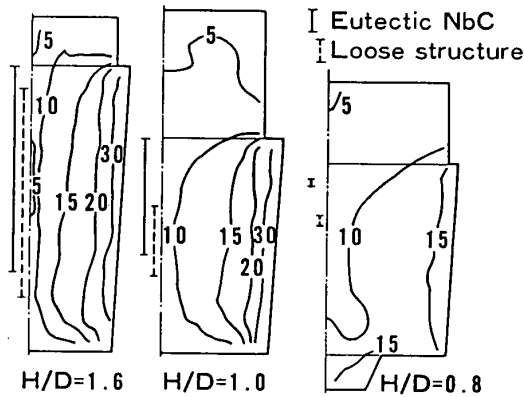
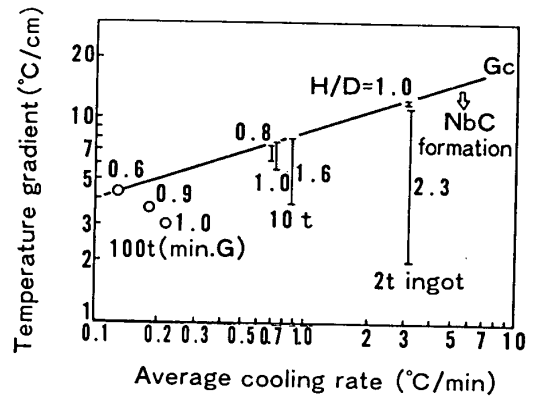


Fig. 6. Calculated temperature gradient and formation region of eutectic NbC and loose structure in 10 t ingots.

塊ほど凝固進行先端部の成分偏析が大きくなるため凝固の遅い部分に共晶 NbC が発生しやすくなり、大形鋼塊ほど相似則(温度こう配は冷却速度の平方根に比例する)から予想される温度こう配より大きな温度こう配でも共晶 NbC が発生しやすくなる。

4.2 大形鋼塊中での共晶 NbC の発生予測

Fig. 7 は鋼塊中心線上における 50 μm 以上の共晶 NbC の発生部の凝固終了時の温度こう配と凝固冷却速度の関係ならびに 50 μm 以上の共晶 NbC の発生限界線 G_c を示す。 G_c 線は 2 t 級および 10 t 級鋼塊で得られた G_c 値の最大値を直線で結んだものであり、 G_c 線より温度こう配が大きい凝固条件では 50 μm 以上の共晶 NbC は発生しないことを意味している。100 t 級鋼塊において共晶 NbC の発生を防止するためには H/D は 0.6 以下にしなければならない。Fig. 8 は G_c 値と鋼塊の H/D の関係を各種の鋼塊について示したものである。鋼塊の凝固条件によつては H/D と鋼塊中の最小温度こう配の



○: Calculated minimum temperature gradient in 100t ingots, I: Formation region of eutectic NbC
Fig. 7. Effect of the average cooling rate on the empirically determined critical temperature gradient (G_c).

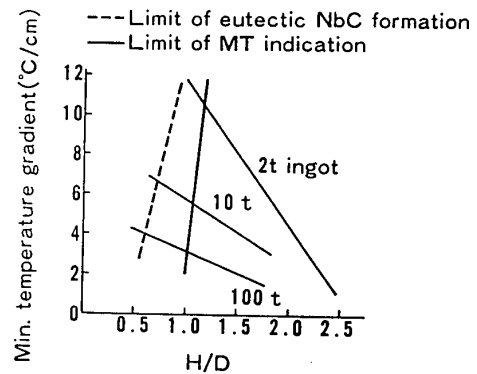


Fig. 8. Relation between H/D and the minimum temperature gradient of the ingot and the limit line of eutectic NbC formation and MT indication.

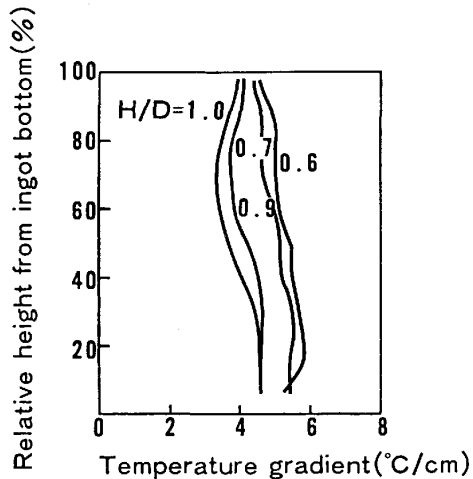
関係は直線では表せないが、本図によつておおよその推定はできると考えられる。点線は Fig. 7 の G_c 線に対応したものである。なお、磁粉探傷インジケーションに対する G_c 値は、シリーズⅢ、 H/D が 1.0 の鋼塊を鍛錬比 3.7 で鍛造したものの磁粉探傷試験結果などを考慮して推定したものであり、これによると 100 t 鋼塊においては H/D は 1.0 以下にすればよいことが予想される。

4.3 100 t 鋼塊の凝固パターンと実体鋼塊の内部性状

Fig. 8 から明らかなように 100 t 鋼塊の H/D は 1.0 以下ならば磁粉探傷試験によるインジケーションが発生しないことが推定された。しかしながら、 H/D が 0.6 ~ 1.0 は共晶 NbC の発生の可能性があるため、凝固計算によつて鋼塊中の凝固の状態を詳細に調べてみた。Fig. 9 は 100 t 鋼塊軸心の凝固終了時の温度こう配を 0.6 ~ 1.0 の各 H/D について示す。 H/D が 1.0 の場合、鋼塊下部から約 70% 付近に温度こう配の極小を示す部分があり、極小値をなくすには H/D は 0.7 以下に

Table 4. Mechanical properties of the 12Cr steel turbine rotor made from the 100 t ingot.

	TS (kgf/mm ²)	YS (0.02%) (kgf/mm ²)	EI (%)	RA (%)	Absorbed energy (kgfm)	FATT (°C)	Creep 538°C × 10 ⁵ h (kgf/mm ²)
Spec. surface radial	≥84.3	≥66.8	≥12	≥25	≥1.1	≤80	
Surface radial	92.9	69.8	16.5	50.1	2.9	53	21.7
Core long.	91.7	69.1	18.7	46.1	3.0	51	
Core trans.	91.7	68.8	19.0	50.6	2.9	51	

Fig. 9. Effect of H/D on the calculated temperature gradient along the centerline axis in 100 t ingots.

する必要がある。一方、鍛造品の製造工程を考えた場合、 H/D が小さい場合には作業性が悪くなるため、 H/D は 0.7~0.8 が健全鋼塊の製造に適していると考えられる。

これらの結果をもとに、100 t 鋼塊の鋳型設計を行い、 H/D が 0.96 の鋼塊を吹製した。この鋼塊を用いて 1000 MW 中圧タービンロータシャフトを製造、中心孔の磁粉探傷試験およびコア材の引張試験を実施した。その結果、中心孔ではインジケーションは検出されず、コア材の引張性質も Table 4 のように正常値を示した。

5. 結 言

Nb 入り 12Cr 鋼大形鋼塊中心部に発生が予想される共晶 NbC およびザク状欠陥の発生領域を推定する方法を小形鋼塊による実験および凝固計算によって検討し、以下のことが明らかになった。

(1) 共晶 NbC およびザク状欠陥の発生領域は凝固計算から求めた凝固終了時の温度こう配と対応しており、温度こう配の限界値によつてこれらの欠陥の発生が予測できる。

(2) この限界温度こう配は凝固時の冷却速度によつて異なり、限界温度こう配の対数と凝固時の平均冷却速度の対数は直線関係で表される。この直線は相似則よりややずれており、冷却速度が小さい場合には限界温度こう配はやや大きくなる。

(3) 鋼塊の高径比 (H/D) を小さくすることによつて凝固終了時の温度こう配は大きくなり、これらの欠陥は発生しにくくなる。100 t 鋼塊で共晶 NbC の発生を防止するためには H/D は 0.6 以下にする必要がある。

(4) 共晶 NbC の発生は Nb 量と関係があり、Nb 量が 0.05% の 100 t 鋼塊では H/D は 1.0 以下で健全な鍛造品が得られる。

おわりに、本研究を進めるにあたり御指導御鞭達をいただいた(株)日立製作所、日立研究所長高砂常義博士、素形材事業部長門瀬益雄氏、電力事業本部次長二宮 敏氏に謝意を表します。

文 献

- 1) 坂井 彰: 日立評論, 46 (1982), p. 709
- 2) C. J. BOYLE and D. L. NEWHOUSE: Metal Progress, 87 (1965) 3, p. 61
- 3) D. L. NEWHOUSE, C. J. BOYLE and R. M. CURRAN: ASTM 68th Annual Meeting (1965)
- 4) 河合光雄, 川口寛二, 吉田 宏, 金沢 暎, 三戸 暁: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 229
- 5) 日本学術振興会製鋼第 19 委員会: 鉄鋼と合金元素 (上) (1966), p. 810 [誠文堂新光社]
- 6) 新山英輔, 内田敏夫, 森川 稔, 齊藤茂樹: 鋳物, 52 (1980), p. 635
- 7) E. NIYAMA, T. UCHIDA, M. MORIKAWA and S. SAITO: IMONO, 54 (1982), p. 507