

高Crフェライト鋼の大型鋼塊における 共晶Nb(C,N)の生成予測

守中 康治*・三上 真人*²・添田 暉平*³・角屋 好邦*⁴・馬越 龍太郎*⁵・河合 久孝*⁶

Prediction of the Formation of Eutectic Nb(C,N) in Large Ingot of High-Cr Ferritic Steel

Koji MORINAKA, Masato MIKAMI, Kihei SOEDA, Yoshikuni KADOYA, Ryotaro MAGOSHI and Hisataka KAWAI

Synopsis : Nb addition is widely used for strengthening of low-alloy steel. In case of large ingots, however, where the cooling rate during solidification is low, eutectic Nb-carbide can easily coarsen. Nb addition can substantially reduce the ductility and toughness of the material by the influence of such large eutectic carbide. As the effect of Nb on the strengthening is advantageous in high Cr steel, 12% Cr rotor forgings generally contain about 0.05 wt% Nb in order to improve the high temperature strength. In case of 12% Cr steel, Nb forms Nb carbo-nitride (Nb(C,N)), because 12% Cr steel usually contains N of several hundred ppm. This research shows a guideline of chemical composition to avoid the formation of Nb(C,N) for a large 12% Cr steel ingot manufactured by conventional method. Formation condition of eutectic Nb(C,N) in 12% Cr steel and low-alloy steel were compared. It is confirmed that Nb(C,N) is formed less easily in 12% Cr steel than in low-alloy steel. The experimental results were arranged such that the amount of eutectic Nb(C,N) was expressed in an experimental formula as a function of contents of Nb, C and N, and the cooling rate. The experimental formula was verified the investigation of a large 12% Cr steel ingot weighing 68 t, and its validity was confirmed.

Key words : ingot making; 12% Cr steel; rotor forging; solidification; precipitation; cooling rate; Nb carbide; Nb carbo-nitride.

1. 緒言

最近の火力用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型化が進められている。蒸気温度は566°Cから600°C級へ、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ロータに使用されていたCr-Mo-V鋼では高温強度が不足するため、より高温強度のすぐれた改良12Cr鋼¹⁻⁴⁾の採用が増加しつつある。また、高低圧一体型ロータ材についても従来の2.25Cr-Mo-V鋼⁵⁻⁸⁾より高温強度のすぐれた12Cr鋼が注目されだしている。

タービンロータに用いられている12Cr鋼には、Crのほかに高温強度を改善するためにMo, V, Nb, Nなどが添加されているが、これらの元素のうちで、Nbの添加は材料の伸びや絞りを低下させることがあり、大型タービンロータ製造時には特に注意が必要である。この材質劣化は、鋼の凝固過程において生成するNbの共晶炭化物(または炭窒化物)によりもたらされるものであり、この種のロータの製造においては、共晶のNbCまたはNb(C,N)の発生を防止することが鋼塊製造上の重要な課題である。

一方、結晶粒微細化効果や強度増加などの目的でもNbの添加が広く利用されているが、極厚鋼板用や鍛造品用の大型鋼塊に添加する場合は、凝固時の液相線と固相線間の冷却速度(以下凝固冷却速度と記す)が小さいため、NbCの大型晶出物を生じやすく、Nb添加効果が消失するばかりでなく、材料の延性を大きく低下させる。さらに、この大型共晶物は熱間加工、または、実用的範囲の熱処理では消失させることは困難であることも確認されている。そのため、これまでに低合金鋼について、Nb, Cの含有量と凝固冷却速度の関連のもとに晶出限界を求める実験式が提案されている⁹⁾。

また、大型ロータ用12Cr鋼に添加されるNb量は通常0.05~0.12 wt%であり、冷却速度が小さくしかも正偏析が生じる大型鋼塊の偏析部では共晶NbCが発生する可能性が大きいので、100t級の大型鋼塊中での発生条件を予測した研究も報告されている¹⁰⁾。即ち、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、鋳物の引け巢欠陥の発生予測に利用されている凝固時温度こう配法を用いて、小型鋼塊中のザク状欠陥および共晶NbCの

平成13年6月21日受付 平成14年7月29日受理 (Received on June 21, 2001; Accepted on July 29, 2002)

* 日本鋳鍛鋼(株)品質保証部(QA Dept., Japan Casting & Forging Corp., 46-59 Sakinohama Nakabaru Tobata-ku Kitakyushu 804-8555)

*² 日本鋳鍛鋼(株)技術開発部(R&D Dept., Japan Casting & Forging Corp.)

*³ 日本鋳鍛鋼(株)技術部(Technology Dept., Japan Casting & Forging Corp.)

*⁴ 三菱重工業(株)高砂研究所(Takasago R&D Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

*⁵ 三菱重工業(株)高砂製作所(Takasago Machinery Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

*⁶ 三菱重工業(株)高砂製作所(現:大阪冶金興業(株))(Takasago Machinery Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., now Osaka Yakin Kogyo Co.)

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、大型鋼塊中におけるこれらの欠陥の発生を予測した。共晶NbC発生防止対策としては鋼塊の高径比：H/D（鋼塊本体の高さと直径の比）を小さくすることを考え、各種鋼塊における共晶NbC発生時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を提案している。

さらに、12Cr鋼塊におけるNbの共晶炭窒化物の生成を、液相への成分濃化とそれに伴う凝固温度の低下によるものとして条件を整理した報告もある¹¹⁾。共晶炭窒化物は、濃化液の固相線温度が、1400°C前後である臨界温度以下になった時に生成し、その生成量は両者の温度差が大きいほど多くなることを示した。

以上のように、Nbの共晶炭窒化物の生成について、実験室規模での調査や大型鋼塊での確認が行われている。しかしながら、12Cr鋼におけるNbの共晶炭窒化物について、生成臨界条件や生成量を定量的に整理した報告は見あたらないのが現状である。そこで、本研究では、12Cr鋼における共晶Nb(C,N)の生成に及ぼす成分と凝固条件の影響を、実験室規模の小型実験により明らかにし、Nb(C,N)生成量予測式として整理するとともに、大型鋼塊を用いた調査によりその妥当性について検証した。

2. 実験方法

2.1 共晶Nb(C,N)生成条件の小型検証実験

共晶Nb(C,N)の生成条件を確認するため、凝固シミュレーターを用いた小型検証実験を行った。この装置では、所定の成分の材料150gをマグネシアルツボの中に入れ、炭化珪素ヒーターを用いた縦型電気炉で一旦溶解し、その後任意の冷却速度で凝固を完了させることができる。Fig. 1に装置の原理を示す。成分と冷却速度を任意にとれるので、大型鋼塊における任意の位置の凝固を模擬した試料を得ることができる。

小型検証実験は、低合金鋼（2.25CrMoV鋼）と12Cr鋼について実施した。供試材の基本化学成分をTable 1に示す。共晶Nb(C,N)の生成に及ぼす成分濃度の影響を見るため、C, Nb, Nについては濃度を变化させたので、その範囲を示す。準備された試料は、凝固シミュレーターにより均一に溶解した後、1540°Cで10min保持後、固相線より十分に低い温度（1400°C以下）まで一定の冷却速度にて冷却後、炉冷した。

凝固冷却速度は、大型鋼塊（135t級）の表層部相当の300°C/hから軸心部相当の20°C/hまで変化させた。12Cr系の実験は、軸心部相当の冷却速度のみで実施した。試料サイズは直径25mm高さ40mmであり、高さ中央部で切断し、切断面の成分分析及JIS G 0555（非金属介在物の点算法による顕微鏡試験方法）によるNb(C,N)の面積率測定を行った。

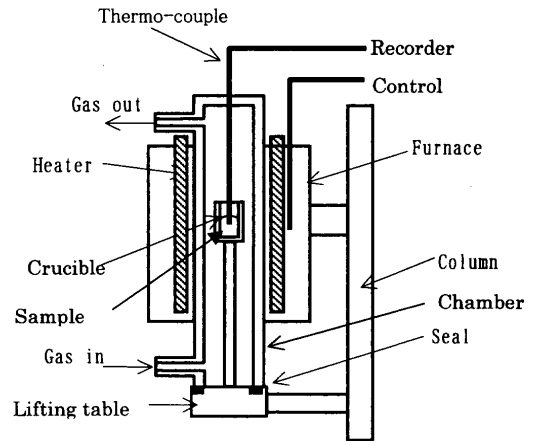


Fig. 1. Schematic figure of the equipment.

Table 1. Chemical compositions of materials.

Material	(wt%)								
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N
2.25CrMoV	0.13 -0.45	0.07	0.7	0.8	2.25	1.10	0.25	0.02 -0.04	0.004
12Cr-1	0.14 -0.42	0.05	0.6	0.6	10.5	1.50	0.16	0.05	0.002 -0.03
12Cr-2	0.13 -0.39	0.06	0.1	1.3	11.0	1.40	0.20	0.05 -0.10	0.05

Table 2. Chemical composition of the 12Cr steel ingot weighing 68 t for verification.

C	(wt%)									
	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N
0.14	0.03	0.20	0.006	0.002	1.07	9.77	1.39	0.20	0.05	0.043

2.2 大型鋼塊を用いた検証実験

小試料による実験結果を、実機規模の12Cr鋼大型鋼塊で検証した。12Cr鋼をエルー式電気炉で溶解した後、取鍋精錬炉で還元精錬を行い、2400mm直径の鋳型に真空中で注入し68t鋼塊を製造した。鋼塊本体のH/Dは0.7とした。溶鋼の成分組成をTable 2に示す。鋼塊はブルームに鍛造された後、押湯部を含む頭部を切り離し、成分分析及Nb(C,N)観察に供した。

3. 実験結果と考察

3.1 小型検証実験結果とその評価

小型検証実験の結果の一覧をTable 3に示す。3鋼種夫々で観察されたNb(C,N)の代表例をFig. 2に示す。Nb(C,N)は偏在しており、Fig. 2は各試料中に観察された最大サイズのものを示す。

松居らは、Nb含有鋼における共晶NbCの生成条件を、Ni-Mo鋼、Ni-Cr-Mo鋼、Cr-Mo鋼等低合金鋼を使って調査し、Nb, C濃度及び凝固冷却速度を用いて大型共晶NbCの生成臨界条件を下式のように整理した⁹⁾。

Table 3. Effect of cooling rate and chemical composition on the area ratio of eutectic Nb(C, N).

Material	Sample No.	C wt%	Cr wt%	Nb wt%	N wt%	Cooling Rate °C/h	Nb(C,N) %
2.25CrMoV	A1	0.13	2.20	0.03	0.01	30	0
	A2	0.13	2.15	0.04	0.01	15	0
	A3	0.19	2.04	0.04	0.01	30	0
	A4	0.45	2.25	0.04	0.01	600	0.108
	A5	0.26	2.26	0.04	0.01	1000	0
	A6	0.28	2.32	0.04	0.01	40	0.03
	A7	0.29	2.21	0.03	0.01	40	0.05
	A8	0.43	2.37	0.05	0.01	40	0.108
	A9	0.27	2.23	0.04	0.01	300	0
	A10	0.27	2.25	0.04	0.01	100	0.002
	A11	0.22	2.20	0.02	0.01	40	0
	A12	0.19	2.18	0.02	0.01	40	0
	A13	0.32	2.31	0.03	0.01	40	0.053
	A14	0.27	2.23	0.02	0.01	40	0
12Cr-1	B1	0.42	10.42	0.05	0.004	20	0.060
	B2	0.30	10.40	0.05	0.005	20	0.008
	B3	0.24	10.45	0.05	0.003	20	0.002
	B4	0.20	10.45	0.05	0.002	20	0.005
	B5	0.14	10.44	0.05	0.004	20	0
	B6	0.17	10.39	0.05	0.020	20	0.002
	B7	0.21	10.45	0.05	0.020	20	0
	B8	0.17	10.43	0.05	0.030	20	0.002
12Cr-2	C1	0.13	9.99	0.07	0.051	20	0
	C2	0.14	9.95	0.07	0.050	20	0
	C3	0.13	10.03	0.07	0.054	20	0
	C4	0.15	10.04	0.05	0.052	20	0
	C5	0.20	11.00	0.09	0.065	20	0
	C6	0.19	11.01	0.09	0.067	20	0
	C7	0.25	11.14	0.09	0.058	20	0.075
	C8	0.26	10.95	0.09	0.099	20	0.096
	C9	0.32	11.00	0.09	0.051	20	0.117
	C10	0.39	11.26	0.10	0.060	20	0.175

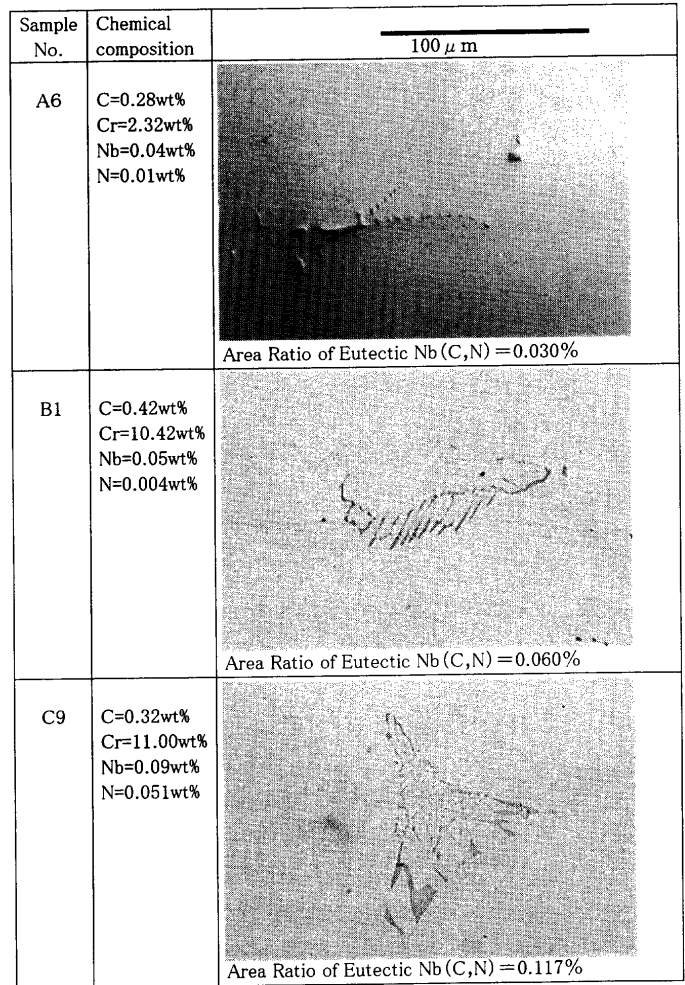


Fig. 2. Examples of Nb(C, N) in the laboratory heats.

$$\%Nb + 0.4\%C - 0.034 \log t = 0.073 \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 t は凝固区間の平均冷却速度 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 。

小型検証実験の結果より、(1)式の左辺 (NbC生成指数と呼ぶ) と共晶Nb(C,N)面積率の関係を、Fig. 3のように整理した。低合金鋼の場合、Nb(C,N)の生成が認められ始めるNbC生成指数はほぼ0.073であり、松居らの報告の臨界値⁹⁾と一致した。一方、12Cr鋼では、低合金鋼に比べNb(C,N)の生成傾向が弱まり、生成臨界値が高濃度側へシフトし、0.10になることが確認された。これは、高濃度のCrの存在がCの活量を低下させるためと推測される。

12Cr鋼の共晶Nb(C, N)生成域のデータにおいて、Nb(C,N)の面積率は、(1)式の左辺即ち成分と凝固冷却速度の関数として(2)式のように表現される。

Nb(C,N)面積率(%)

$$= 1.5(\%Nb + 0.4\%C - 0.034 \log t) - 0.15 \dots \dots \dots (2)$$

一般に高Cr鋼は数100ppmのNを含有しており、NもNbと化合物を造り易い性質を持っていることが知られている。従って、N含有鋼の場合は、単純なNbCではなく、窒素を共存させた炭窒化物：Nb(C,N)として生成する傾向

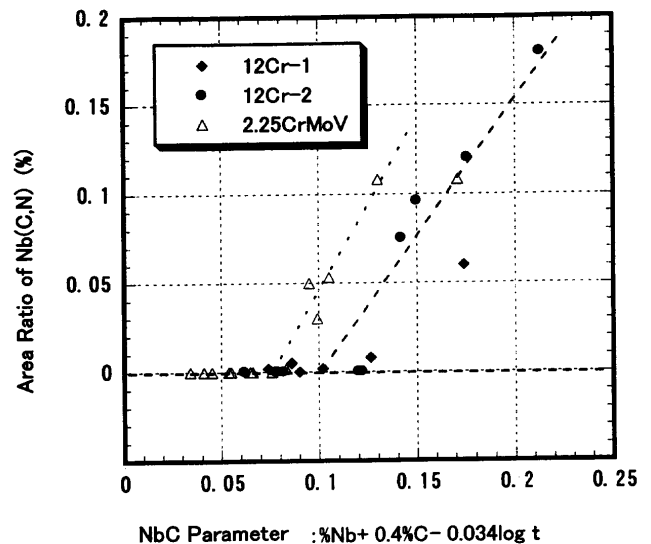


Fig. 3. Relationship between NbC parameter and the area ratio of Nb(C, N).

が強く、実際にEPMAによってCとNの共存が確認されている。12Cr鋼の小型検証実験におけるN濃度の差は、0.10wt%に及んでいるにもかかわらず、Nの影響を取り込んでいない(1)式を用いて解析したことが、Fig. 3のデータば

Table 4. Effect of C and N content on the area ratio of Nb(C, N).

(1) Effect of N content					
Sample No.	N (wt%)	Nb (wt%)	C (wt%)	Area ratio (%)	Note
C7	0.058	0.09	0.25	0.075	•Nb: Same level •C8R is adjusted by C from C8.
C8	0.099	0.09	0.26	0.096	
C8R	0.099	0.09	0.25	0.090	
(2) Effect of C content					
Sample No.	C (wt%)	Nb (wt%)	N (wt%)	Area ratio (%)	Note
C7	0.25	0.09	0.058	0.075	•N: Similar level •C10R is adjusted by Nb from C10.
C9	0.32	0.09	0.051	0.117	
C10	0.39	0.10	0.060	0.175	
C10R	0.39	0.09	0.060	0.160	

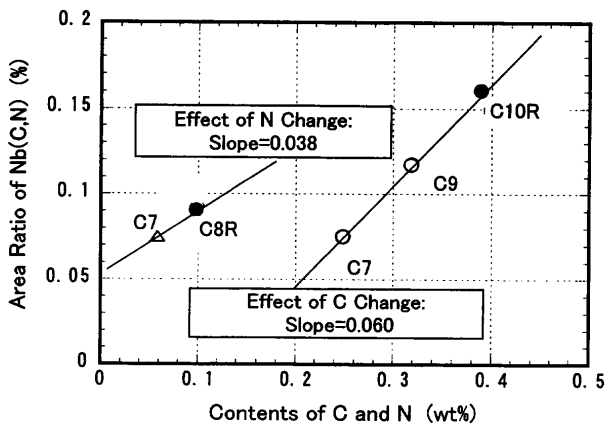


Fig. 4. Effect of carbon and nitrogen for the area ratio of Nb(C, N).

らつきの一因になっていると考えられる。そこで、予測精度の向上を図るため、(1)式の左辺：生成指数を拡張してNの影響を(3)式の形に定式化することを検討した。

$$\text{NbCN 生成指数} = \% \text{Nb} + 0.4\% \text{C} + \alpha \% \text{N} - 0.034 \log t \dots (3)$$

3.2 Nの影響に関する評価

共晶Nb(C, N)の生成について、N濃度の影響をC濃度の影響と対比して評価することを試みた。Table 3に示した12Cr-2のデータの中から、C, Nbが同レベルでNが変動しているグループと、N, Nbが同レベルでCが変動しているグループを選び出し、共晶Nb(C, N)面積率に及ぼすCとNの影響を比較した。Table 4に比較対象データを抜き出して示す。

N変化のグループについては、C濃度に0.01 wt%の差があり、またC変化のグループにはNb濃度の0.01 wt%の差とN濃度の0.009 wt%の差がある。純粹にCまたはNの影響を抽出するためにはCまたはN以外の成分が同一であることが必要である。そこで、C8とC10のデータについて(2)式を利用した補正を加え、成分を揃えた場合のNb(C, N)推定値をC8RとC10RとしてTable 4に付記した。なお、C変化グループのN濃度の相違については、上限下限データのN濃度がほぼ同等であるので補正を行わなかつ

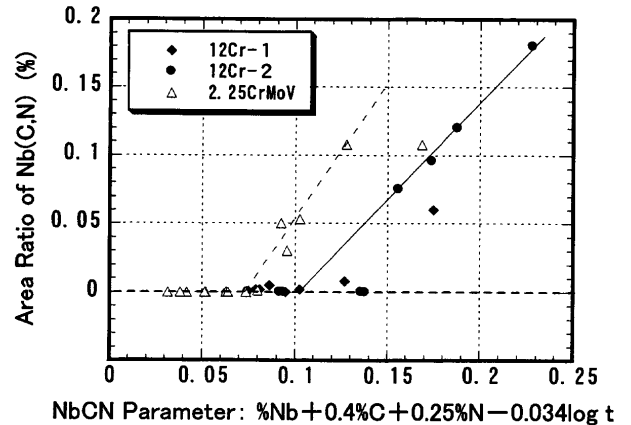


Fig. 5. Relationship between NbCN parameter and the area ratio of Nb(C, N).

た。Nb一定の条件で、CまたはN濃度を変動させた場合のNb(C, N)の変化をFig. 4に示す。回帰線の勾配からCとNの影響度の強さを比べることができる。

Fig. 4に示す勾配の比較から、Nの影響度はCの影響度の0.6倍であることが分かった。従って、(3)式のαは0.25(≡C係数0.4×0.6)とすることが適当であると考えられる。以上の検討から、共晶Nb(C, N)の生成に及ぼす成分項と凝固冷却速度条件を総合した指標をNbCN生成指数として(4)式のように定義した。

$$\text{NbCN 生成指数} = \% \text{Nb} + 0.4\% \text{C} + 0.25\% \text{N} - 0.034 \log t \dots (4)$$

3.3 共晶Nb(C, N)の面積率に及ぼす成分と凝固冷却速度の影響

Table 3に示した小型検証実験の結果を、NbCN生成指数で整理してFig. 5に示す。12Cr鋼の場合については、NbCN生成指数： $(\% \text{Nb} + 0.4\% \text{C} + 0.25\% \text{N} - 0.034 \log t)$ が0.10以上になると共晶Nb(C, N)が観察され、若干のばらつきはあるものの、その面積率は成分と凝固冷却速度の関数として(5)式のように表現される。Nの影響を加えたことにより回帰線の勾配が(2)式に比べ小さくなっている。

$$\text{Nb(C, N) 面積率} (\%) = 1.4(\% \text{Nb} + 0.4\% \text{C} + 0.25\% \text{N} - 0.034 \log t) - 0.14 \dots (5)$$

Fig. 3, Fig. 5において、Nb(C, N)の生成傾向が鋼種によって異なることが明らかであり、12Cr鋼の場合は、C, Nの活量がCrの影響を受けて低下したためと推測される。そこで、相互作用助係数表¹²⁾を用いて実験結果を活量で評価することを試みた。Table 5は成分濃度を活量で整理したものであり、生成指数の成分項を(6)式に示す活量表示にして実験結果を再評価した。

$$\text{NbCN 生成指数 (活量)} = a_{\text{Nb}} + 0.4a_{\text{C}} + 0.25a_{\text{N}} - 0.034 \log t \dots (6)$$

Table 5. Re-evaluation of the test results by the activity.

Material	Sample No.	Activity			NbCN parameter by activity	Nb(C,N) %
		a_C	a_{Nb}	a_N		
2.25CrMoV	A1	0.121	0.026	0.007	0.026	0
	A2	0.121	0.034	0.007	0.045	0
	A3	0.183	0.032	0.008	0.057	0
	A4	0.480	0.024	0.008	0.123	0.108
	A5	0.254	0.030	0.008	0.031	0
	A6	0.276	0.029	0.008	0.087	0.03
	A7	0.289	0.022	0.008	0.085	0.05
	A8	0.452	0.030	0.008	0.159	0.108
	A9	0.266	0.029	0.008	0.054	0
	A10	0.266	0.029	0.008	0.070	0.002
	A11	0.213	0.016	0.008	0.048	0
	A12	0.182	0.016	0.008	0.036	0
	A13	0.322	0.021	0.008	0.097	0.053
	A14	0.267	0.015	0.008	0.069	0
12Cr-1	B1	0.277	0.031	0.002	0.098	0.060
	B2	0.189	0.035	0.002	0.067	0.008
	B3	0.146	0.038	0.001	0.053	0.002
	B4	0.120	0.040	0.001	0.044	0.005
	B5	0.082	0.042	0.001	0.031	0
	B6	0.101	0.041	0.007	0.039	0.002
	B7	0.127	0.039	0.007	0.047	0
	B8	0.101	0.041	0.011	0.040	0.002
12Cr-2	C1	0.079	0.060	0.019	0.052	0
	C2	0.086	0.060	0.019	0.054	0
	C3	0.079	0.060	0.020	0.053	0
	C4	0.092	0.042	0.020	0.039	0
	C5	0.118	0.071	0.023	0.080	0
	C6	0.112	0.075	0.023	0.081	0
	C7	0.153	0.064	0.020	0.086	0.075
	C8	0.158	0.067	0.035	0.094	0.096
	C9	0.199	0.062	0.018	0.102	0.117
	C10	0.252	0.060	0.022	0.122	0.175

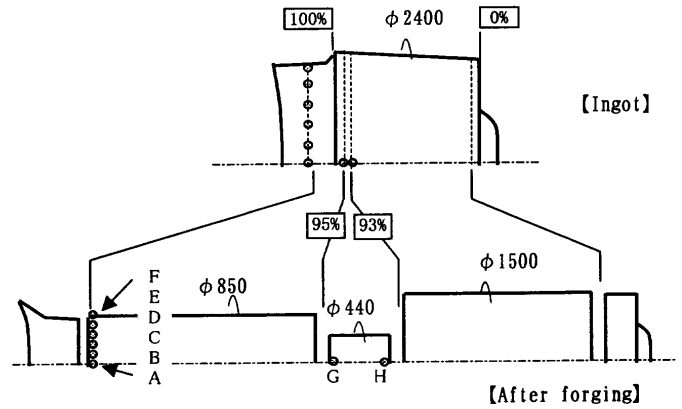


Fig. 7. Sampling location in the 12Cr steel ingot weighing 68 t for verification.

Table 6. Area ratio of Nb(C, N) and chemical composition in the top portion of the 12Cr steel ingot weighing 68 t for verification.

Sample No.	Chemical composition (wt%)				Cooling rate (°C/h)	NbCN parameter	Nb(C,N) area ratio (%)
	Cr	C	N	Nb			
A	10.45	0.22	0.056	0.09	10	0.158	0.071
B	10.15	0.21	0.058	0.07	10	0.135	0.029
C	9.97	0.19	0.051	0.06	20	0.105	0
D	9.87	0.16	0.044	0.05	40	0.071	0
E	9.79	0.14	0.039	0.05	80	0.051	0
F	9.78	0.13	0.038	0.05	200	0.033	0
G	9.77	0.18	0.049	0.05	20	0.090	0
H	9.77	0.16	0.043	0.05	20	0.081	0

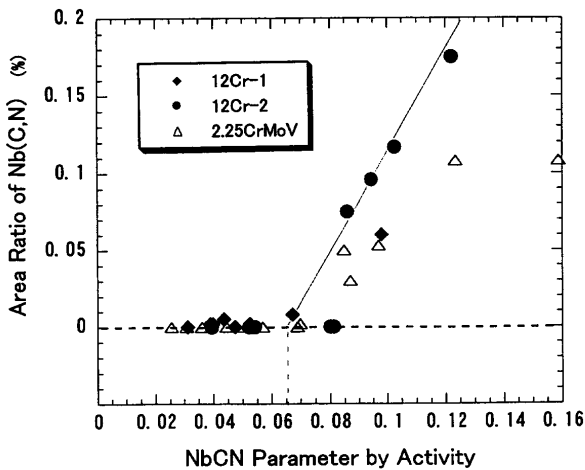


Fig. 6. Relationship between the area ratio of Nb(C, N) and the NbCN parameter by activity.

結果を Fig. 6 に示す。ばらつきは有るものの、CrMoV 鋼と 12Cr 鋼が一つの傾向で整理でき、Nb(C, N) 面積率は (7) 式で表されることが確認された。

$$\text{Nb(C, N) 面積率 (\%)} = 3.33(a_{Nb} + 0.4a_C + 0.25a_N - 0.034 \log t) - 0.22 \dots \dots \dots (7)$$

Table 1 で示した成分範囲であれば、CrMoV 鋼や 12Cr 鋼以

外の鋼種についても、Nb, C, N の活量と凝固冷却速度を知ることによって、Nb(C, N) の生成傾向を予測することが可能となる。(7) 式によると、活量による NbCN 生成指数が 0.65 を超えると、Nb(C, N) 面積率が 0.01% 以上になる可能性が高くなる。

3.4 大型鋼塊を用いた検証実験の結果

12Cr 大型鋼塊における共晶 Nb(C, N) の生成状況を検証するために製造された 68 t 鋼塊は、1500 φ のブルームと頭部調査材に鍛造された後、焼鈍された。頭部調査材はガス切断され、本体頭部および押湯から試料を採取した。大型鋼塊検証実験の鍛造形状と観察試料採取位置を Fig. 7 に、成分分析と Nb(C, N) の顕微鏡観察の結果を Table 6 に示す。凝固冷却速度は、伝熱計算¹³⁾により得られた値を使用した。

観察された Nb(C, N) 面積率と NbCN 生成指数の関係を、先に示した Fig. 5 と重ねると、Fig. 8 のようになり、12Cr 鋼の小型検証実験で得られた結果とほぼ一致することが確認された。共晶 Nb(C, N) は、68 t 鋼塊の本体部試料には観察されず、押湯部 1/2 高さ位置の中央部の 2 試料にのみ観察された。中央部の 2 試料の共晶 Nb(C, N) 密集部の顕微鏡写真を Fig. 9 に示す。Nb(C, N) は偏在しており、1 個 10 μm 程度の粒状物の集合として観察される。鋼塊状態では Fig. 2 のように整然と並んでいたものが、鍛造変形により散らばったことが分かる。

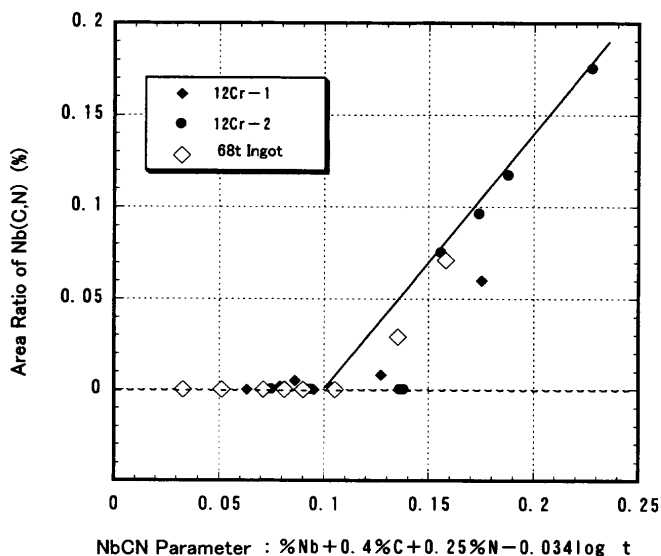


Fig. 8. Relationship between NbCN parameter and the area ratio of Nb(C,N) in the 12Cr steel ingot weighing 68 t.

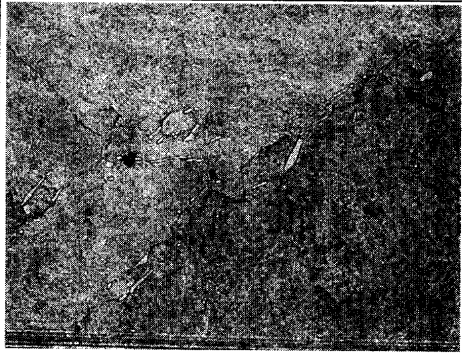

Sample No.	Chemical composition	
A	C=0.22 wt% Nb=0.09 wt% N=0.056 wt%	Area Ratio of Eutectic Nb(C,N)=0.071%
B	C=0.21 wt% Nb=0.07 wt% N=0.058 wt%	 Area Ratio of Eutectic Nb(C,N)=0.029%

Fig. 9. Eutectic Nb(C,N) appeared in the top portion of the 12Cr steel ingot weighing 68 t.

3.5 大型鋼塊のNb(C,N)の予測

Fig. 8に示したように、(5)式で表わされるNbCN生成指数とNb(C,N)面積率の関係が、実験室レベルだけでなく大型鋼塊においても成立することが確認された。この関係を用いて、12Cr鋼大型鋼塊のNb(C,N)の生成状況を予測することができる。NbCN生成指数の算出のために必要なNb, C, Nの濃度と凝固冷却速度は、鋼塊凝固シミュレ-

ーションシステム¹³⁾を適用して求めることができる。このように、鋼塊凝固の計算機シミュレーションを併用することで、鋼塊各部位の共晶Nb(C,N)の予測が可能となった。この方法の適用により、鋼塊設計、材料配分、成分設計を適正に選ぶことで、確実に大型共晶Nb(C,N)の無い健全な鋼塊を造ることができる。

4. 結言

(1) N含有鋼のNb(C,N)の生成状況を表す指標として、成分濃度と凝固冷却速度： t からなるNbCN生成指数： $\%Nb+0.4\%C+0.25\%N-0.034 \log t$ を導入した。

(2) 12Cr鋼の場合については、NbCN生成指数が0.10以上になると共晶Nb(C,N)の生成が認められ始め、その面積率は成分と凝固冷却速度の関数として次式のように表現できることを確認した。

$$\text{Nb(C,N)面積率(\%)} = 1.4(\%Nb+0.4\%C+0.25\%N-0.034 \log t)-0.14$$

(3) この実験式は、68t鋼塊を用いた実機規模実験で検証され、NbCN生成指数を算定することで、大型鋼塊の種々の部位における共晶Nb(C,N)の面積率を予測することが可能となった。

(4) 小試料による検証実験の結果、12Cr鋼では低合金鋼に比べNb(C,N)の生成傾向が弱まり、生成開始が高濃度側へシフトすることが確認された。この現象は、高濃度のCrの存在がCとNの活量を低下させることによって起こると考えられ、NbCN生成指数の成分項を活量にすることで、成分系の影響を排除して解析できることを見出し、以下の実験式を導いた。

$$\text{Nb(C,N)面積率(\%)} = 3.33(a_{Nb}+0.4a_C+0.25a_N-0.034 \log t)-0.22$$

文 献

- 1) K.Kadoya, T.Kitai, A.Matsuo, I.Tsuji, M.Kishimoto, T.Tsuchiyama and M.Okamura: *Tetsu-to-Hagané*, **78** (1992), 910.
- 2) R.Kaneko, S.Nakamura, Y.Watanabe, Y.Tanaka and T.Fujita: *Therm. Nucl. Power*, **46** (1995), 968.
- 3) M.Yamada, O.Watanabe, Y.Yosioka and M.Miyazaki: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 1084.
- 4) M.Shiga, Y.Fukui, S.Kirihara, R.Kaneko, F.Ito and S.Sugai: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 1092.
- 5) I.Tsuji and A.Matsuo: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 1163.
- 6) Y.Yamada, T.Azuma, Y.Ikeda, O.Watanabe, M.Yamada, A.Kaplan and R.C.Schwant: *Clean Steel Technology*, ed. by R.Viswanathan, ASM Int., Materials Park, OH, (1992), 169.
- 7) T.Tsuyama, M.Miyakawa, M.Okamura, M.Morita, T.Yamamoto and S.Nishida: *Clean Steel Technology*, ed. by R.Viswanathan, ASM Int., Materials Park, OH, (1992), 181.
- 8) Y.Fukui, M.Shiga, R.Kaneko, T.Tan, N.Morisada, Y.Ikeda, T.Ishiguro and T.Azuma: *Proc. of 11th Int. Forgemasters Meeting, Federacciai, Terni*, (1991), IX, 9.
- 9) S.Matsui, S.Sato and T.Tanaka: *Tetsu-to-Hagané*, **67** (1981), S1214.

- 10) K.Akahori, S.Maeno, H.Kodama, N.Morisada and T.Ohshima: *Tetsu-to-Hagané*, **71** (1985), 78.
- 11) H.Yamada, T.Sakurai, T.Takenouchi and Y.Iwanami: *Tetsu-to-Hagané*, **73** (1987), 107.
- 12) H.Schenck and E.Steinmetz: "Wirkungs parameter von Begleitelementen flüssiger Eizenlösungen und ihre gegenseitigen Beziehungen", *Stahleisen-Sonderberichte*, Heft 7, (1968).
- 13) Y.Ebisu: *Met. Technol. (Jpn.)*, **70** (2000), 47.