
低温用厚肉 3 1/2Ni 铸鋼の機械的性質

Mechanical Properties of Heavy Walled 3 1/2 Ni Steel Castings for Low Temperature Service

野口 紘(Hiroshi Noguchi) 土平 純一(Jun-ichi Tsuchihira) 萩原 等(Hitoshi Hagiwara) 大野 勝信(Katsunobu Ohno) 松野 淳一(Jun-ichi Matsuno) 田中 智夫(Tomoo Tanaka)

要旨：

氷海域で使用可能な厚肉 3 1/2 Ni 铸鋼の開発を目的として実験室的に成分及び熱処理条件を検討した。その結果、低 C・中 Si・高 Mn-0.2Mo 系 3 1/2Ni 铸鋼とし、熱処理条件として 3 段階の繰返し焼ならし後焼もどしすれば、強度・じん性の優れた低温用铸鋼が得られることがわかった。この結果にもとづき、500mm 厚铸鋼試験材（重量 4.6t）を铸込み、熱処理したあと断面各部の機械的性質を調査した。断面各部で若干の差はあるものの、強度・じん性とも ASTM A757-B3N 铸鋼（衝撃試験温度-101℃）の規格をほぼ満たし、肉厚 500mm 以下の当鋼種铸鋼品は氷海域で十分使用可能であることがわかった。

Synopsis：

For the purpose of developing thick 3.5 Ni cast steel applicable to arctic use, its chemical composition and heat-treating conditions were investigated on laboratory and commercial scales. Low carbon-medium silicon-0.2 molybdenum-3.5 nickel cast steel was found to be of the optimum chemistry for improving both strength and toughness. Three cycles of normalizing followed by tempering instead of single normalizing and tempering were found to improve markedly the low temperature toughness of the cast steel. On the basis of the laboratory test results, 500mm thick steel ingot by weight of 4.6t was cast, heat-treated and subjected to testing at its various locations. Though there was a slight difference in properties depending on the locations, the tensile and impact properties of the present cast steel met the requirements of ASTM A757-B3N cast steel whose impact toughness is specified at -101℃. So far as its thickness is less than 500mm, the newly developed cast steel is found to be applicable to arctic use.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

野口 紘* 土平 純一** 萩原 等*** 大野 勝信**** 松野 淳一***** 田中 智夫*****

Mechanical Properties of Heavy Walled 3½ Ni Steel Castings for Low Temperature Service

Hiroshi Noguchi, Jun-ichi Tsuchihira, Hitoshi Hagiwara, Katsunobu Ohno, Jun-ichi Matsuno, Tomoo Tanaka

要旨

氷海域で使用可能な厚肉 3½Ni 鑄鋼の開発を目的として、実験的に成分および熱処理条件を検討した。その結果、低 C-中 Si-高 Mn-0.2Mo 系 3½ Ni 鑄鋼とし、熱処理条件として 3 段の繰返し焼ならし後焼もどしすれば、強度・じん性の優れた低温用鑄鋼が得られることがわかった。この結果にもとづき、500mm 厚鑄鋼試験材（重量 4.6t）を鑄込み、熱処理したあと断面各部の機械的性質を調査した。断面各部で若干の差はあるものの、強度・じん性とも ASTM A757-B3N 鑄鋼（衝撃試験温度 -101°C）の規格をほぼ満たし、肉厚 500mm 以下の当鋼種鑄鋼品は氷海域で十分使用可能であることがわかった。

Synopsis:

For the purpose of developing thick 3.5 Ni cast steel applicable to arctic use, its chemical composition and heat-treating conditions were investigated on laboratory and commercial scales. Low carbon-medium silicon-0.2 molybdenum-3.5 nickel cast steel was found to be of the optimum chemistry for improving both strength and toughness.

Three cycles of normalizing followed by tempering instead of single normalizing and tempering were found to improve markedly the low temperature toughness of the cast steel.

On the basis of the laboratory test results, 500 mm thick steel ingot by weight of 4.6 t was cast, heat-treated and subjected to testing at its various locations. Though there was a slight difference in properties depending on the locations, the tensile and impact properties of the present cast steel met the requirements of ASTM A757-B3N cast steel whose impact toughness is specified at -101°C.

So far as its thickness is less than 500 mm, the newly developed cast steel is found to be applicable to arctic use.

1. 緒 言

エネルギー資源問題が重要視されるようになって以来、地下資源の豊庫といわれている北極海周辺の開発が活発になってきており、それにもとまて低温用鑄鋼品の使用も大幅に増加する傾向にある。

従来から、低温用鋼材については液化ガス工業の進歩とともにすぐれた特性をもつ鋼材が多々開発されており、使用実績も多い。たとえば、本誌においてもすでに 1971 年に低温用鋼特集号¹⁾を刊行しており、最近では知多 LNG 基地の 80 000kℓ 貯蔵タンク用 9% Ni 鋼板の製造について述べている²⁾。著者らは川崎重工(株)の御助言と御指導を得、かつ鋼材開発実績を参考として、砕氷商船等氷海域で使用可能な船舶・構造物部品用厚肉低温用鑄鋼品の開発に着手した。開発目標は ASTM 規格の A757-B3N (3½ Ni) 鑄鋼とし、まず実験的に化学成分と熱処理条件について検討した^{3,4)}。

一方、大型厚肉鑄鋼品の場合、鑄造組織と熱処理時の冷却速度差に起因する質量効果により、肉厚方向各部の機械的性質にはかなり差がでることが予想される^{5,6)}。したがって、厚肉低温用鑄鋼品を試作して性質を調べることは、製造技術の確立に寄与するばかりでなく、製品の内部品質を予測するうえでも重要な手段となる。

本論文は、3½ Ni 鑄鋼の開発経過を述べるとともに、500mm 厚の大型鑄鋼試験材を用いて縦断面各部の機械的性質を明らかにしたものである。また、凝固組織と低温じん性との関係についても若干の検討を加えた。

2. 開発経過

2-1 目標性能

A757-B3N 鑄鋼の化学成分と要求性能を Table 1, 2 に示す。これらの表から当鋼種鑄鋼は 3½ Ni 鑄鋼で、V, Cu, Cr および Mo は不純物元素として規制されていること、熱処理は焼ならし・焼もどし (NT) で行い、焼もどし温度は 595°C 以上とすることおよび吸収エネルギー値は -101°C で 2.1kgf・m 以上と規定されていることがわかる。なお、B3N 鑄鋼の材料試験は、鑄鋼品と連結させて鑄込まれたテストクーポンを鑄鋼品と同時熱処理した後きりはなし、それから採取した試験片を使用して行うよう規定されている。

2-2 化学成分

低温用鑄鋼品の基本化学成分である C, Si, Mn および Ni の最適添加量を決定するために、C: 2 水準, Si: 2 水準, Mn:

* 技術研究所水島研究部主任研究員（掛長）

*** 水島製鉄所鑄鍛部鑄造課

***** 技術研究所水島研究部主任研究員（部長補）

〔昭和 57 年 9 月 14 日原稿受付〕

** 水島製鉄所鑄鍛部鑄鍛管理室主任（課長）

**** 技術本部製鋼・鋼材技術部技術サ・ビス室主任（課長補）

***** 技術研究所水島研究部部長

Table 1 Chemical requirements for A757-B3N cast steel

(wt%)

Grade	C	Si	Mn	P	S	Ni	Residual elements				
							V	Cu	Cr	Mo	Total*
B3N	≤0.15	≤0.60	0.50~0.80	≤0.025	≤0.025	3.0~4.0	≤0.03	≤0.50	≤0.40	≤0.25	≤1.00

* Total residuals include P and S

Table 2 Tensile and impact requirements for A757-B3N cast steel

Grade	Tensile requirements				Impact requirements			Heat treatment
	YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	El (%)	RA (%)	Test temp. (°C)	Ave. (kgf·m)	Min. (kgf·m)	
B3N	≥28.1	≥49.5	≥24	≥35	-101	≥2.1	≥1.7	NT T ≥595°C

2 水準および Ni を 1.5~4.5% の範囲で 4 水準かえた 16 チャージの 50kg 試験用鋳物を鋳込み、焼ならし・焼もどし条件をかえた 4 種類の熱処理を行って引張および衝撃特性を調査した。その結果、C および Si の増加は強度を向上させるが低温じん性を低下させること、じん性向上元素とされる Ni と Mn⁷⁾ は、両者を適切に配合することによりすぐれた低温じん性が得られることが認められた。これらの結果から、3½ Ni 鋳鋼の基本化学成分としては、低 C-中 Si-高 Mn 系がよいことがわかったが、若干強度が低いことが問題であった。そこで、じん性をあまり損なうことなく強度上昇に寄与するとされる Mo⁸⁾ の添加を検討した。

Fig. 1 (a) は、0.08% C-0.20% Si-0.70% Mn 系の 3½ Ni 鋳鋼に 0.1~0.3% の Mo を添加して同一熱処理を行い、強度とじん性を調査した結果であるが、0.2% Mo のとき最も良好な強

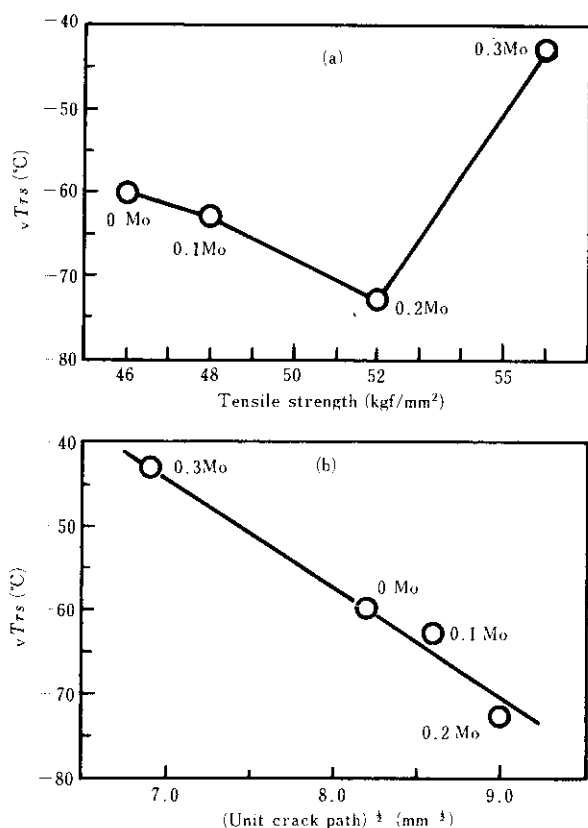


Fig. 1 Relation between transition temperature and unit crack path in 3½ Ni cast steel with different Mo content

度-じん性バランスを示すことがわかる。また、Fig. 1 (b) にはシャルピー破断面の破面単位とじん性との関係を示しているが、Mo のこの含有量るとき、破面単位が最小となって優れたじん性を得ていることが認められる。

Fig. 2 は、組織と破面単位との関係を示している。Mo を添加しない基本 3½ Ni 鋳鋼の組織はフェライト・パーライト組織で、ベイナイトはまったく見られないが、Mo 添加量が増すとともにフェライト・パーライト組織中へのベイナイト混入率が増し、それにとまって、破面単位の大きさは変化する。破面単位が最小となるのは、0.2% Mo のときで、組織はフェライト・パーライト基地中に 40~50% のベイナイトを含む混合組織となっており、ベイナイトの体積率がさらに増すと破面単位は逆に

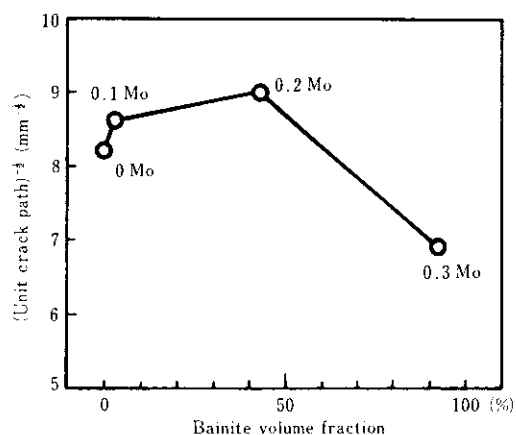


Fig. 2 Relation between unit crack path and bainite volume fraction in 3½ Ni-cast steel with different Mo content

大きくなることわかる。

これらの結果から、0.2% Mo のとき強度-じん性バランスがよくなるのは、Mo 添加により焼入性が増して強度が上昇するとともに、フェライト・パーライト基地中に 40~50% のベイナイトが混入して組織分断効果が働き、破面単位を小さくしたことに起因すると結論できる。したがって厚肉 3½ Ni 鋳鋼の化学成分としては、低 C-中 Si-高 Mn-0.2Mo 系が優れていることが判明した。

2.3 熱処理

B3N 鋳鋼は焼ならし・焼もどし鋳鋼であることを考慮して最

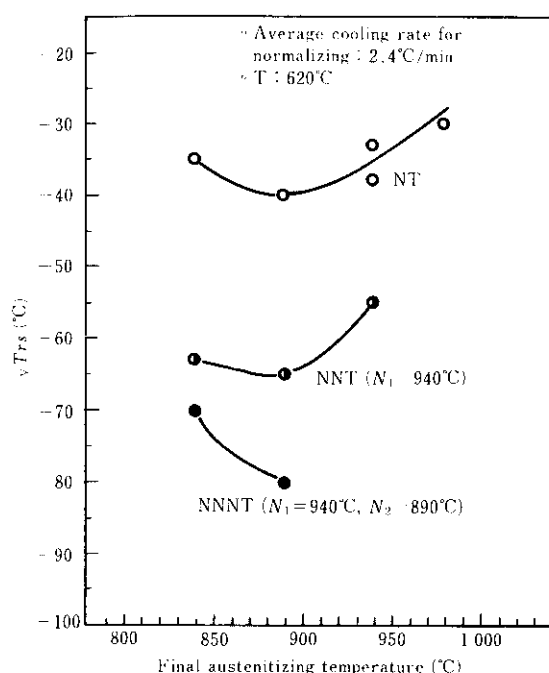


Fig. 3 Effects of normalizing cycle and temperature on toughness of 3 $\frac{1}{2}$ Ni-0.2Mo cast steel

適熱処理条件を選定するための実験を行った。Fig. 3 は、焼ならし冷却速度と焼もどし条件を一定にした場合の、焼ならし温度とじん性との関係を示したもので、横軸は最終焼ならし時のオーステナイト化温度を、縦軸は破面遷移温度 ($vTrs$) を表している。焼ならし回数を増すことによって、 $vTrs$ は大きく低温側に移行し、じん性改善に大きな効果を与えることが認められる。また、同一焼ならし回数で比較した場合、オーステナイト化温度の上昇にともなって $vTrs$ は上昇し、じん性低下傾向を示すが、途中、 $vTrs$ が極小値を示す最適オーステナイト化温度が存在する。このように、繰り返し焼ならし回数を増すことによってじん性が改善されるのは、オーステナイト粒の細粒化が進行して破面単位が小さくなるためである。また、焼ならし回数を一定にした場合にじん性が良好となる最適オーステナイト化温度が存在するのは、オーステナイト化温度上昇によるオーステナイト粒成長と、焼入性向上による組織変化とがあいまって、破面単位が小さくなることに起因する。この図から、940°C AC, 890°C AC, 890°C AC の3段繰り返し焼ならし後焼もどしすれば、最も低い $vTrs$ が得られることがわかる。しかし、混粒度が大きく、試験片採取位置により -101°C における吸収エネルギー値に若干のばらつきがあったため、混粒度の小さい940°C AC, 890°C AC, 840°C AC の3段焼ならしを採用した。

3. 500mm 厚試験材の内部材料特性

前章で述べた基本的検討結果をもとに、500mm (厚) × 1300mm (幅) × 900mm (高) の試験材 (4.6t) を鋳造した。得られ

た試験材の化学成分を Table 3 に示すが、B3N 鋼鋼の要求値を十分満たしている。この試験材を2.3節で述べた NNNT 処理 (N_1 : 940°C AC, N_2 : 890°C AC, N_3 : 840°C AC, T: 620°C FC) して内部健全性および材料特性を調査した。熱処理時、各温度での保持時間は20時間とし、空冷中の実測平均冷却速度 (800°C ~ 400°C) は500mm 肉厚中心で1.2°C/min であった。

3.1 内部健全性

断面マクロ組織およびサルファープリントを Photo. 1, 2 に示す。Photo. 1 から、本鋼鋼は柱状品の発達が著しく、表層部から約100mm まで達しており、逆V 偏析帯も100~150mm の位置にあることがわかる。サルファープリントを見ても、トップ部逆V 偏析帯に若干のサルファー濃化部が見られる他は、問題なく本鋼鋼の内部健全性が良好であることを示している。

Fig. 4 に成分偏析状況を示すが、各成分とも大きな偏析は見られない。

本鋼鋼で柱状品が著しく発達するという現象を説明するために、凝固挙動の数値解析を試みた。試験材における凝固前面の時間推移を Fig. 5 に、また試験材トップ部の肉厚方向凝固に関する凝固前面の熱的諸特性を Fig. 6 に示す。凝固前面の冷却速度と温度勾配は、表層部から中心部へ進むに従って急速に低下するが、ある位置を越えると急にゆるやかになる。その位置は、本試験材の場合、表層部から約80mm のところであり、この位置はマクロ組織で観察された柱状品と等軸品の遷移位置にほぼ

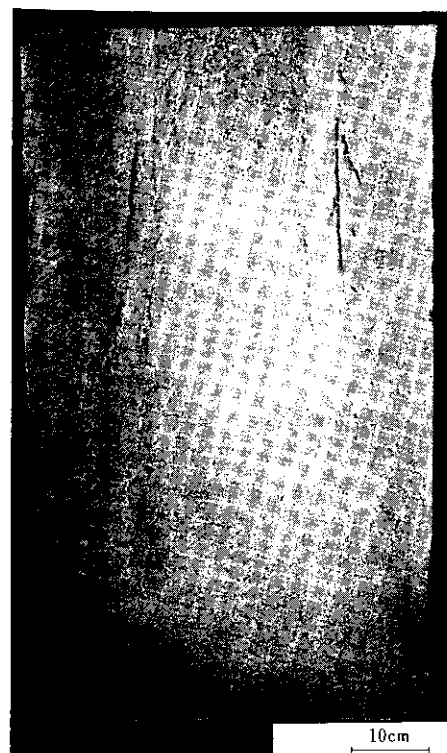


Photo. 1 Macrostructure of 3 $\frac{1}{2}$ Ni-0.2 Mo cast steel with 500mm thickness

Table 3 Chemical compositions of cast steel

(wt %)

	Alloy elements						Residual elements				
	C	Si	Mn	P	S	Ni	V	Cu	Cr	Mo	Total
B3N spec.	≤0.15	≤0.60	0.50~0.80	≤0.025	≤0.025	3.0~4.0	≤0.03	≤0.50	≤0.40	≤0.25	≤1.00
Test block	0.06	0.25	0.75	0.006	0.002	3.70	-	-	0.02	0.20	0.228

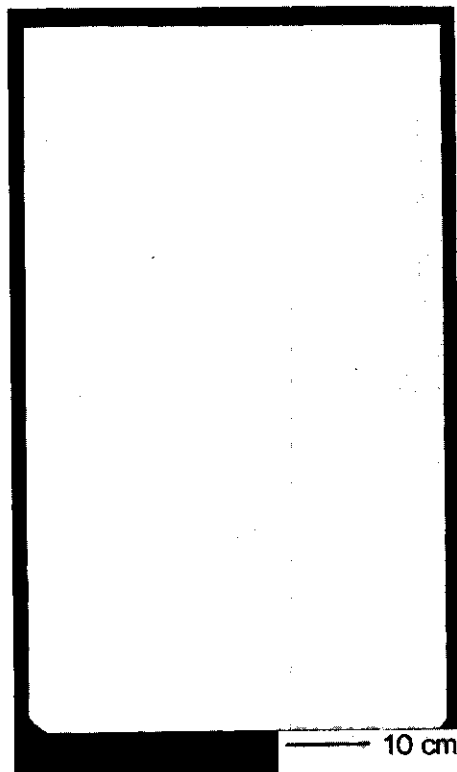


Photo. 2 Sulfur print of 3 $\frac{1}{2}$ Ni-0.2 Mo cast steel with 500mm thickness

対応している。鈴木⁹⁾は、柱状晶から等軸晶への遷移について最近の研究を概説し、温度勾配が大きいときは柱状晶の成長が著しく、温度勾配が0になると等軸晶の成長が著しくなると述べているが、上述の結果はこの概説によく一致する。当実験材の場合、温度勾配が0.15°C/mm以下になると、柱状晶から等軸晶への遷移が起こっている。

3・2 内部材料特性

試験材に連結したテストクーポンおよび試験材断面各部からA370丸棒引張試験片（平行部径12.5mm ϕ ）と衝撃試験片（2mmVノッチ）とを採取し、引張および衝撃特性を調査した。試験片採取要領をFig. 7に示すが、試験片の長手方向が試験材の長手方向と一致するように採取し、衝撃試験片のVノッチは表面側に入れた。したがって、衝撃試験の破壊方向は、柱状品の発達方向にそう方向となる。

試験材に連絡したテストクーポンからの試験片の引張特性および衝撃特性をTable 4に示す。両特性ともB3N 鋼の要求性能を十分満たしている。また、衝撃遷移曲線をFig. 8に示すが、各試験温度における吸収エネルギー値のばらつきも少なく、 v_{Trs} は-70°Cを示している。

次に、試験材断面各部の引張特性をFig. 9に示す。強度（引張および降伏強さ）、延性（伸び、絞り）とも、試験材ボトム部およびミドル部においては、肉厚中心に向かうに従って順次低下しているが、B3N 鋼の要求値を満たしている。他方トップ部においては、肉厚方向の延性低下により、肉厚中心部の伸びが要求値を若干下まわっている。

シャルピー衝撃試験結果をFig. 10に示す。B3N 鋼の要求値に対しては、ミドルおよびトップ部の肉厚中心部で規格下限いっぱいであるが他の部位では満足していることから、試験材

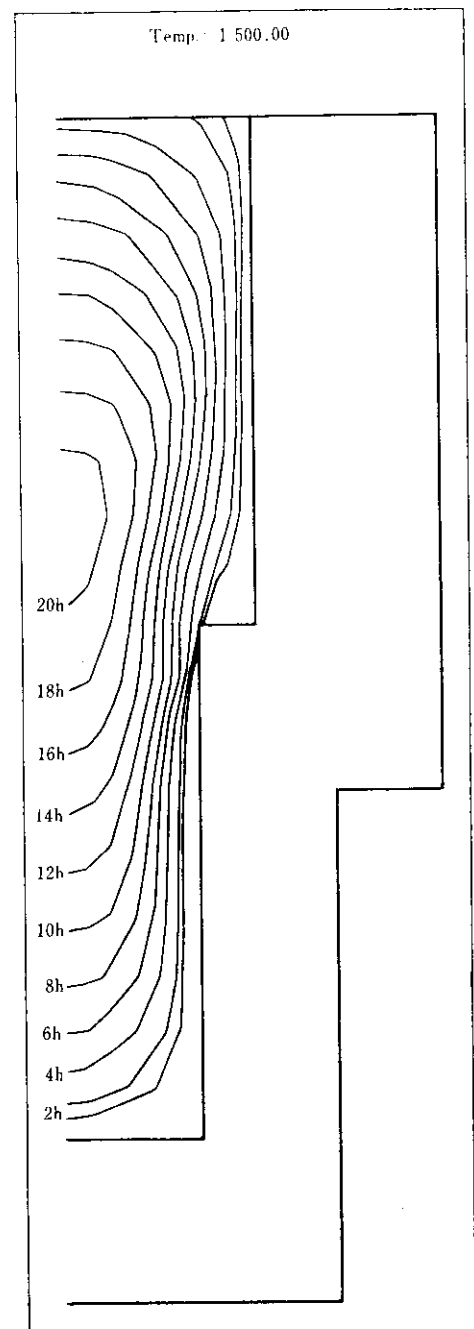


Fig. 5 Calculated movement of solidification front

としてはほぼ適合しているといえる。また、ボトム部の v_{Trs} は-65~-70°Cと低く、優れたじん性を示すが、ミドルおよびトップの v_{Trs} はほぼ同じレベルであってボトム部よりはやや高い温度を示している。一方、肉厚方向の変化を見ると、高さに関係なくほぼ同一傾向を示し、表層部と中心部のじん性はほとんど同一レベルであるのに対し、 $\frac{1}{4}$ 部がやや良好なじん性を示している。このようなじん性の変化は、質量効果による一般的な現象、すなわち肉厚中心に向かうほど材料特性が低下する現象とは異なっており、 $\frac{1}{4}$ 部のじん性が高いと理解するよりはむしろ表層部のじん性が低いと理解すべきであろう。なぜなら表層部は柱状品の発達が著しく、この領域のじん性に方向性があるためではないかと推定されるからである。これについては次節で検討する。

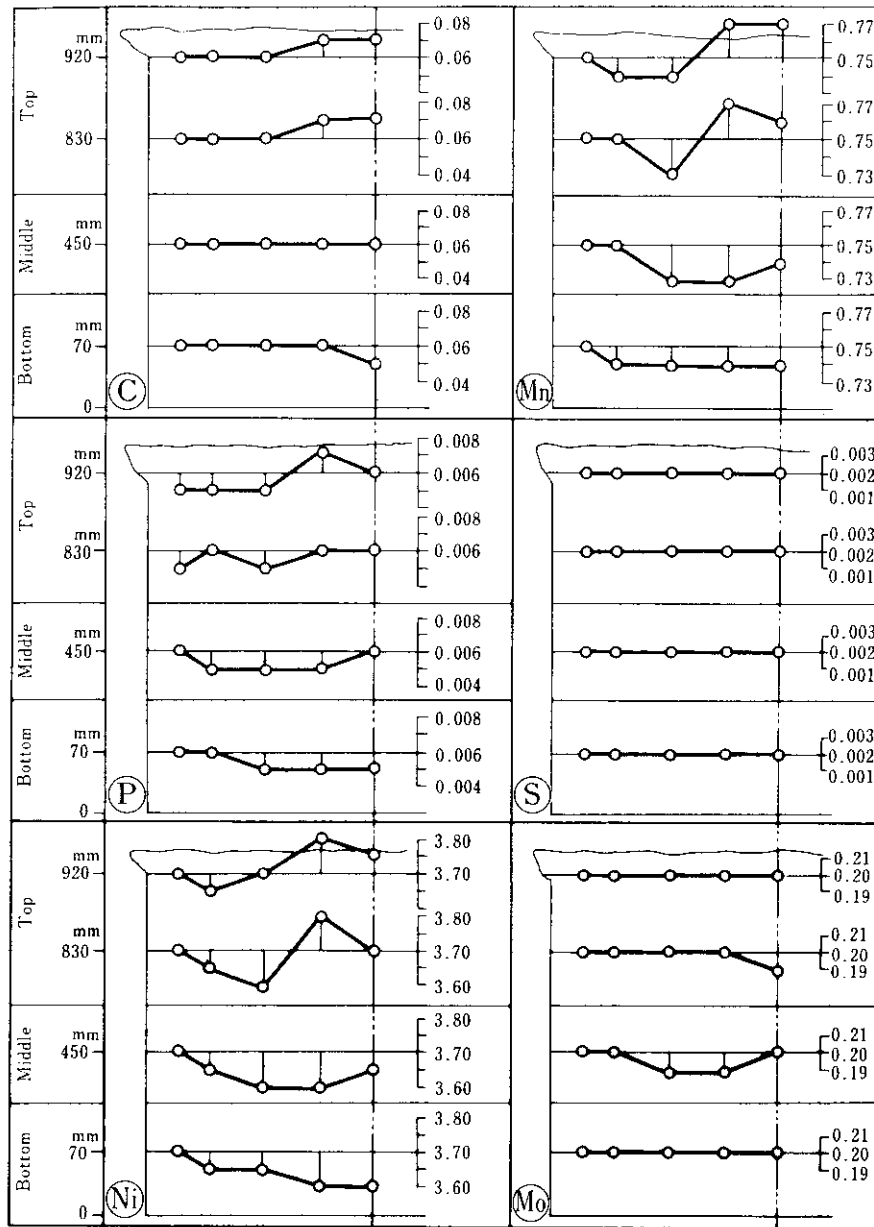


Fig. 4 Segregation pattern of longitudinal section
(3½Ni-0.2Mo cast steel with 500mm thickness)

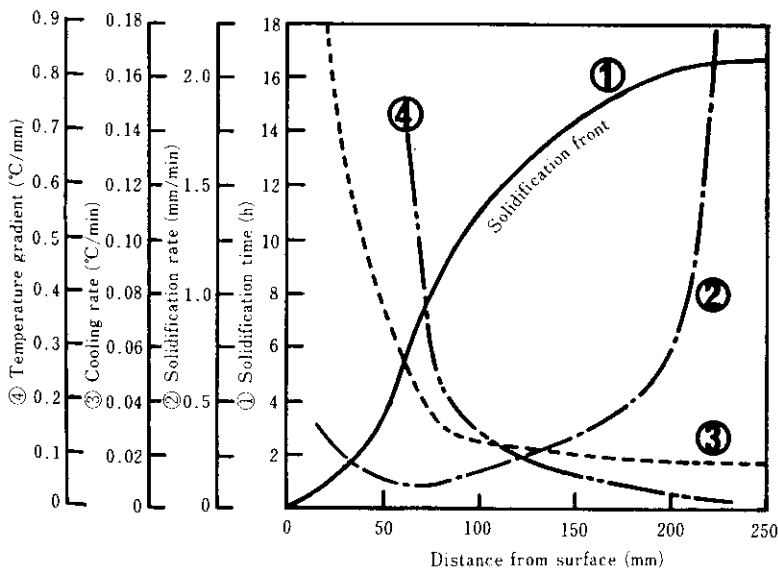


Fig. 6 Calculated thermal behavior of solidification front

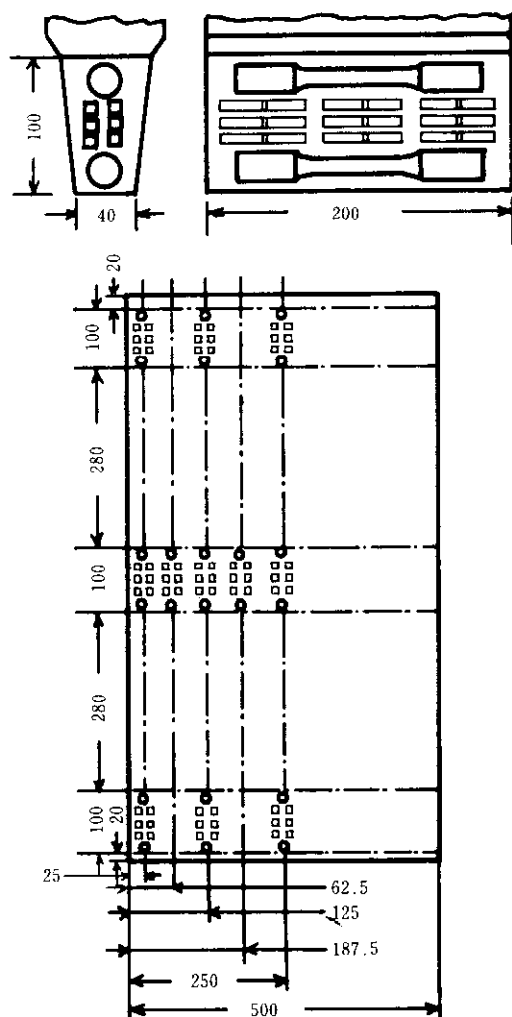


Fig. 7 Location of test specimen

Photo. 3 に断面各部の顕微鏡組織を示すが、どの位置でもフェライト地にベイナイトが混在した組織となっており、パーライトはごくわずかに散見される程度である。また結晶粒が小さく、3 段焼ならし効果が認められる。

3.3 凝固組織と強度・じん性との関係

前節で述べたように、3½ Ni-0.2Mo 铸鋼で著しく発達した柱状晶域の機械的性質には方向性のあることが示唆された。この方向性を調べるため、500mm 厚試験材（一部残していた as cast 材、トップから1/4の位置）の柱状晶域および等軸晶域から試験材を準備し、厚肉試験材と同様3 段焼ならし・焼もどし処理を付与した後、引張試験片と衝撃試験片とを採取した。両試験片の採取方向は、柱状晶にそう方向と柱状晶を横切る方向の互いに直交する2 方向とし、これら各方向の試験片採取要領は次のようにした。

(1) 柱状晶にそう方向：引張および衝撃試験片の長手方向を肉

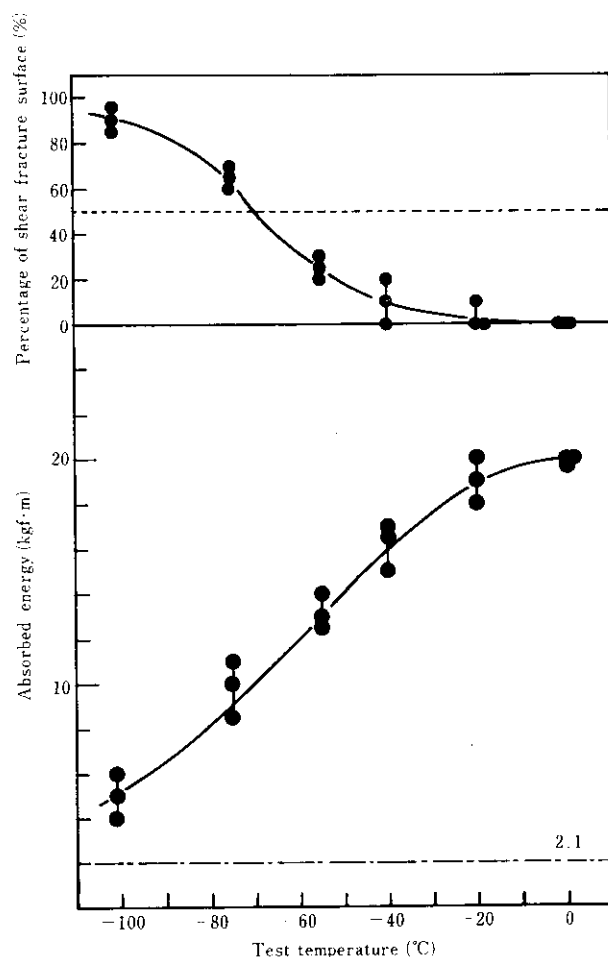


Fig. 8 Charpy transition curves of 3½ Ni-0.2Mo cast steel (Test coupon)

厚方向に一致させ、衝撃試験片のV ノッチは柱状晶を横切る方向に破壊するように入れる。

(2) 柱状晶を横切る方向：引張および衝撃試験片の長手方向を厚肉試験材の長手方向と一致させ、衝撃試験片のV ノッチは、柱状晶の発達にそう方向に破壊するように入れる。

引張特性を Fig. 11 に示す。柱状晶域は等軸晶域にくらべ強度が高く、延性も、同一強度レベルで比較すれば、やや高い値を示している。これは、柱状晶域が等軸晶域に比較して介在物、ミクロポロシティなどの欠陥が少ないため¹⁰⁾と考えられる。しかし、両凝固組織とも引張特性の方向性はほとんど認められない。

次に衝撃特性を Fig. 12, 13 に示す。柱状晶域の破面遷移温度は、若干の方向性が見られ、柱状晶にそう方向が、それを横切る方向よりもやや低い値を示している。一方、柱状晶域のシェルフエネルギーにも方向性が認められ、柱状晶にそう方向が、それを横切る方向よりも高い値を示している。

これらのことから、柱状晶域の低温じん性には方向性が認め

Table 4 Mechanical properties of A757-B3N cast steels (Test coupon)

	Tensile properties				Impact properties		
	YS(kgf/mm ²)	TS(kgf/mm ²)	El(%)	RA(%)	Test temp.(°C)	Ave.(kgf·m)	Min.(kgf·m)
B3N specification	≥28.1	≥49.5	≥24	≥35	-101	≥2.1	≥1.7
Mechanical properties	44.8	56.2	32	70		5.0	4.0

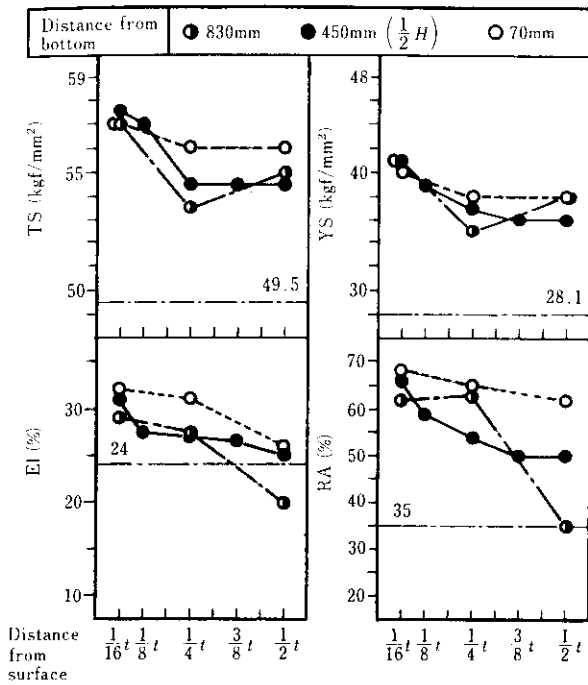


Fig. 9 Tensile properties in each location of 3½ Ni 0.2 Mo cast steel with thickness, t , of 500mm

られ、柱状晶にそう方向が優れていることがわかる。これは、相対的に各種欠陥が多く存在し、かつマイクロ偏析により硬いながらもろくて変形能の小さいデンドライト樹間部¹¹⁾が、破断面上に断続して存在する場合と連続して存在する場合とでは亀裂伝播のしやすさが異なるためと考えられる。なお、等軸晶域につい

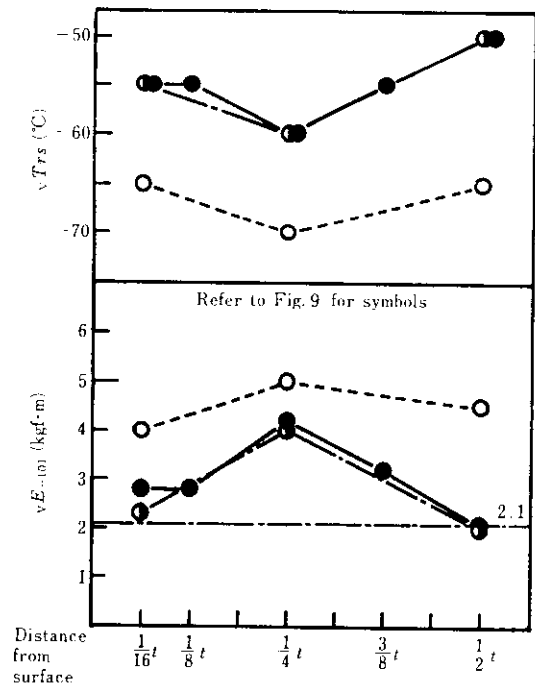


Fig. 10 Impact properties in each location of the same cast steel as in Fig. 9

ては、低温じん性の方向性はほとんど認められなかった。

4. 本鋼種鋼の北極海域での適用

これまで述べてきたように、500mm 厚3½ Ni-0.2Mo 鋼鋼は

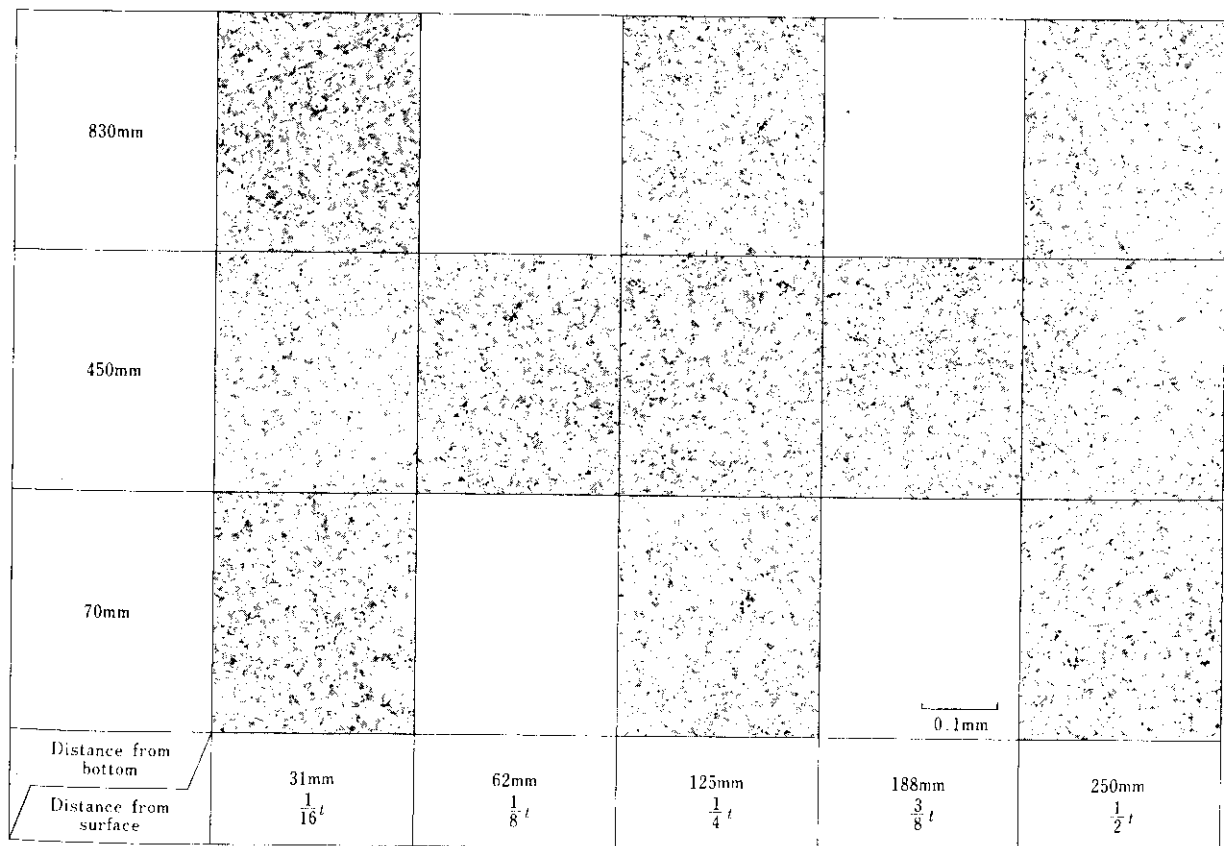


Photo. 3 Microstructure showing mixed structure consisting of ferrite and bainite in 3½ Ni-0.2Mo cast steel

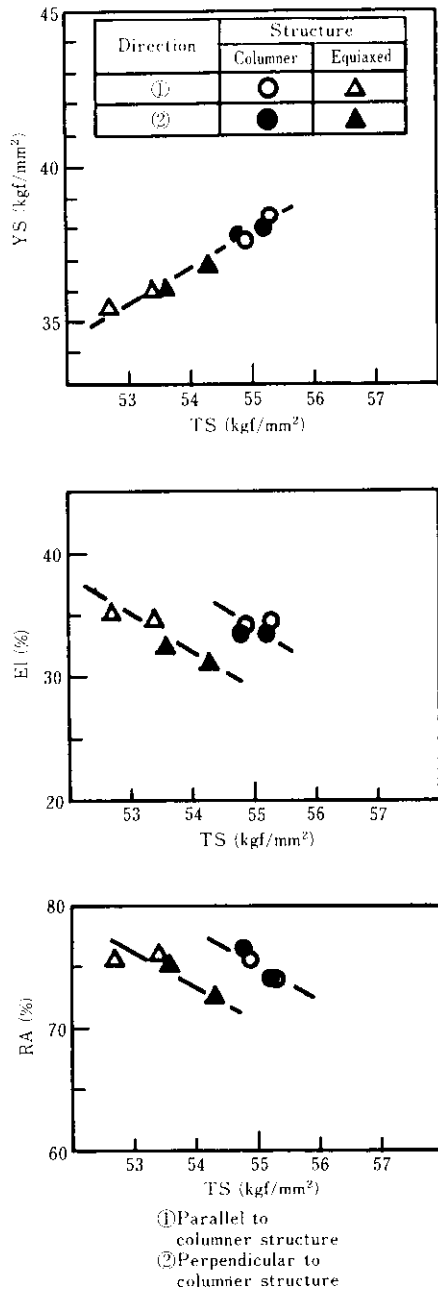


Fig. 11 Anisotropy of tensile properties in columnar and equiaxed structure zones at the 3/4 height of the same cast steel as in Fig. 9

表層部から肉厚方向へ約100mmが柱状晶域で、それより中心部が等軸晶域となっている。このような柱状晶域の著しい発達は普通鋼やCr-Mo鋼では見られず、3%Ni鋼の大きな特徴である。

一般に、発達した柱状晶は、品質上問題となりやすい逆V偏析帯を肉厚内部へ移動させる長所をもつ反面、表面じん性を、その方向性のために若干低下させる短所ももっている。また、試験材ボトム部の良好な材料特性は、ザク、ミクロポロシティーのない健全な凝固組織によるものであるが、押湯内部の最終凝固位置に近いトップ部肉厚中心付近は材料特性がやや低下するので、鑄造方案をたてるときはこの点を配慮する必要がある。

実際の使用にあたっては、使用温度でぜい性破壊を起こさないことが絶対の条件となり、破壊力学的な検討が必要である。

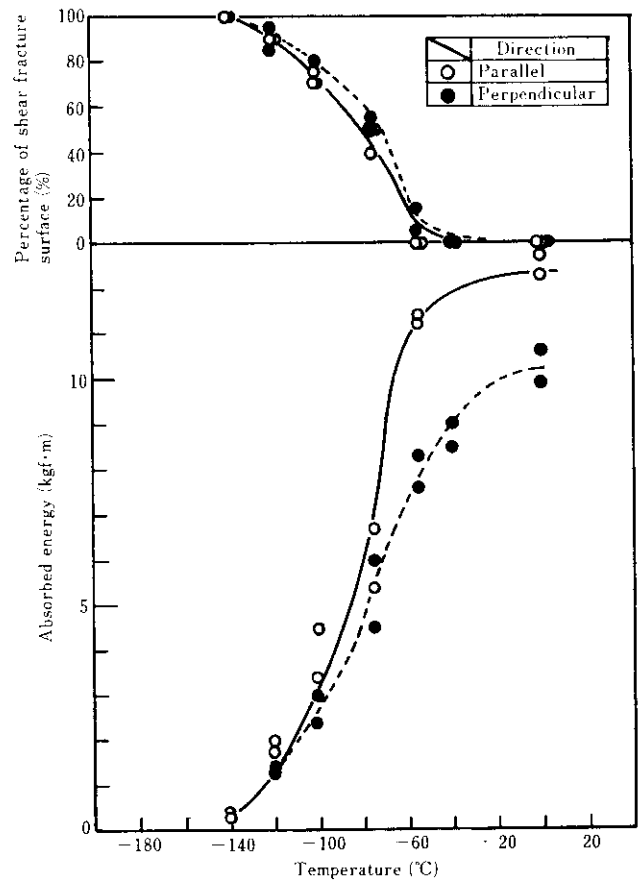


Fig. 12 Anisotropy of impact properties in columnar structure zone mentioned in Fig. 11

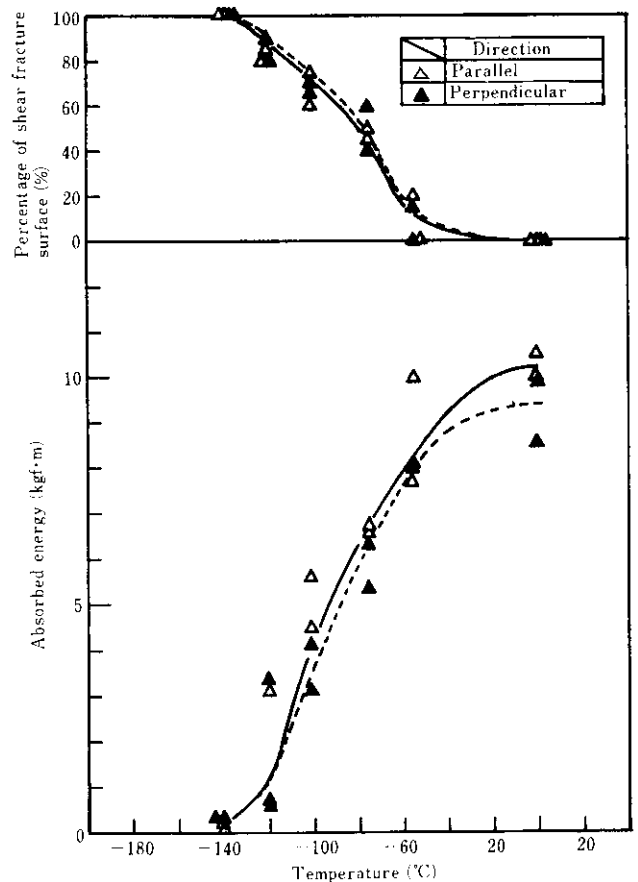


Fig. 13 Anisotropy of impact properties in equiaxed structure zone mentioned in Fig. 11

肉厚50mm 程度の低温用鋼に対しては佐藤ら¹²⁾が詳細に破壊力学的検討を行っており、一般に鋼板で使用されている破壊力学的評価基準が鋼にも適用できると述べている。本鋼種の40mm 厚テストクーポンで得られた降伏応力 (0.2%耐力) σ_y と $vTrs$ は、Table 4 および Fig. 8 から、 $\sigma_y=44.8\text{kgf/mm}^2$ 、 $vTrs=-70^\circ\text{C}$ であり、佐藤らの解析を参考に、作用応力 $\sigma=\sigma_y/2$ 、 $vTrs=vTre$ (エネルギー遷移温度) として、WES 3003 G-1978により使用温度を計算すると -68°C となる。北極海周辺の設計気温は -55°C である¹³⁾から、50mm 厚程度までの本鋼種鋼は北極海で十分使用可能である。500mm 厚鋼品にも適用できる使用可能温度の破壊力学的な判定基準はまだ見当たらないが、使用応力条件等を考慮すると、500mm 厚本鋼種鋼品の北極海域での使用は問題ないと思われる。

5. 結 言

500mm 厚3½ Ni-0.2Mo 鋼試験材を鋳込み、3 段焼ならし・焼もどし処理後、内部健全性および材料特性を調査した結果、次の知見を得た。

- (1) 500mm 厚以下の3½ Ni-0.2Mo 鋼は、使用応力条件を考慮する、北極海域で十分使用できると判断される。
- (2) 本鋼種500mm 厚鋼品は表層部柱状品の発達著しく、100mm にも達する。また、ザク、ミクロポロシティなどの欠陥も少なく内部健全性も良好である。
- (3) 断面各部の機械的性質は、トップ部肉厚中心部の延性およびじん性を除き、B3N 鋼のすべての要求値を満足する。
- (4) 凝固時の質量効果による鋼内部の強度低下は小さいが、延性は低下し、その傾向はトップ部で著しい。
- (5) じん性の肉厚方向変化は、表層部と中心部とではほとんど変わらず、1/4t 部がやや高い傾向を示す。これは、表層部柱状品域じん性に方向性があり、柱状品の発達を横切る方向のじん性が低いためである。
- (6) 柱状品域の強度・延性には方向性は見られないがじん性には見られる。柱状品を横切る方向のじん性が、それにそう方向のじん性よりも低いのは、破断面上の連続したデンドライト樹間部を亀裂が伝播しやすいことに起因すると推定される。なお等軸品域材料特性には方向性は認められない。
- (7) 柱状品域の強度は等軸品域に比較して高く、延性も同一強度レベルで比較すればやや高い。これは、柱状品域が等軸品域に比較して介在物、ミクロポロシティなどの欠陥が少ないためである。

参 考 文 献

- 1) 川崎製鉄技報, 3(1971) 2
- 2) 鈴木, 中野, 広瀬, 奥村, 西川, 佐藤:「LNG タンク用9% Ni 鋼板の製造」, 川崎製鉄技報, 14(1982) 1, 28-41; Transactions, 87(1979), 159-164
- 3) 野口, 松居, 土平, 大野:「A757-B3N 低温用鋼の組織とじん性」, 鋳物, 100回大会概要集(1981), 60
- 4) 野口, 土平, 大野:「A757-B3N 鋼の低温じん性に及ぼす熱処理条件の影響」, 鋳物, 101回大会概要集(1982), 100
- 5) 小田, 鈴木:「大型鋼の靱性と質量効果」, 鉄と鋼, 54(1968) 8, 904-917
- 6) 江原, 浅田, 大和田:「鋼の鋳造組織と衝撃特性」, 鉄と鋼, 59(1973) 2, 284-292
- 7) 木下, 勝亦:「低温用鋼の低温じん性」, 神戸製鋼所技報, 23(1973) 2, 12-18
- 8) 構造用鋼分科会:「構造用鋼の特性と事故例(上)」, 特殊鋼, 26(1977) 9, 22-29
- 9) 鈴木:「凝固組織の形成」, 凝固過程の解析-基礎と応用シンポジウム予稿集(1979), 日本金属学会
- 10) 岡本:「方向性凝固と材料の性質」, 金属物理セミナー, 2(1977) 4, 187-193
- 11) 大島, 林:「鋼の機械的性質ならびに延性破壊過程におよぼす凝固組織形態の影響」, 苫小牧工業高等専門学校技報, (1978), 1-10
- 12) 佐藤, 富松, 渡辺, 柳下:「低温用高張力鋼の破壊じん性とその評価」, 三菱重工技報, 18(1981) 1, 1-8
- 13) 荻原:「砕氷LNG 船の技術と現状」, ENERGY, (1980), 12, 48-55