
プラットフォーム用極厚鍛造ノード材の開発

Development of Heavy-Wall Forged Node for Use in Large Offshore Structure

森 裕(Hiroshi Mori) 近藤 功(Isao Kondo) 宮木 健之(Kenji Miyaki) 行友
浩(Hiroshi Yukitomo) 朝生 一夫(Kazuo Aso) 藤井 浩史(Koushi Fujii)

要旨：

海洋構造物が大型化するにつれ、その構造部材（特に Node 材）の信頼性は、大きな意義をもつ。今回、厚肉 Node 材に対し、中空鋼塊の製造、鍛造、焼ならしー 焼もどしそして機械加工工程を含んだ新しい製造プロセスを開発した。実験は外径 48" (1219.2mm)、肉厚 4" (101.6mm)、長さ 220" (5588.0mm) のフルサイズモデルを製造し実施した。通常の方法から製造されたものとの比較すると、今回開発したプロセスによる極厚鍛造ノード材は、次の長所を有している。(1) 溶接線のない極厚鋼管、(2) 優れた耐ラメラティア特性および全断面にわたって均一な引張、衝撃および落重特性、(3) 優れた経済性。新しいプロセスから製造された鍛造パイプは、ノード材ばかりでなく、レグやシューケーシングにも有利であり、大型海洋構造物の主要部材への広範囲な適用が期待される。

Synopsis：

With offshore structures designed larger and larger in size, the reliability of their structurel members, particulary nodes, occupies on increased significace. A new manufacturing process for havvy-wall nodes was developed involving hollow-ingot making, forging, normalizing/tempering, and final machining. Tests were conducted using full-size models measuring 48 inches (1219.2mm) in outside diameter, 4 inches (101.6mm) in wall thickness, and 220 inches (5588.0mm) in length. A comparison of new hevvy-wall forged pipe with its counterparts produced by the conventional methods shows that the newly processed forged pipe has the following advantages: (1) No weld seams, (2) Excellent lamellar tearing resistance and uniform tensile, impact and drop-weight properties at any point in thickness direction, and (3) Low production cost. Forged pipes made by the new process are advantageous for use not only in node cans, but also in legs and shoe casing of platform members. They are expected to find wide application to the principal members of large offshore structures.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

プラットフォーム用極厚鍛造ノード材の開発

Development of Heavy-Wall Forged Node for Use in Large Offshore Structure

森 裕*
Hiroshi Mori

近 藤 功**
Isao Kondo

宮 木 健 之***
Kenji Miyaki

行 友 浩****
Hiroshi Yukitomo

朝 生 一 夫*****
Kazuo Aso

藤 井 浩 史*****
Koushi Fujii

Synopsis:

With offshore structures designed larger and larger in size, the reliability of their structural members, particularly nodes, occupies on increased significance. A new manufacturing process for heavy-wall nodes was developed involving hollow-ingot making, forging, normalizing/tempering, and final machining. Tests were conducted using full-size models measuring 48 inches (1 219.2 mm) in outside diameter, 4 inches (101.6 mm) in wall thickness, and 220 inches (5 588.0 mm) in length. A comparison of new heavy-wall forged pipe with its counterparts produced by the conventional methods shows that the newly processed forged pipe has the following advantages: ① No weld seams, ② Excellent lamellar tearing resistance and uniform tensile, impact and drop-weight properties at any point in thickness direction, and ③ Low production cost.

Forged pipes made by the new process are advantageous for use not only in node cans, but also in legs and shoe casing of platform members. They are expected to find wide application to the principal members of large offshore structures.

1. 緒 言

石油、ガスを掘削し、生産するための海上作業台の多くは、海洋に半永久的に設置される固定式プラットフォームであり、1 000 年に一度しか起こらない厳しい気象、海象条件にも十分耐えうるように設計される。このプラットフォームは、掘削、生産用設備を搭載したデッキとそれを支えるジャケッから成り、鋼管を主構造物とする立体トラスを形成している。トラスの格点部には多方向から部材が集中し、大きくかつ複雑な荷重が作用す

ることになるため、格点部の材質の選定、製作方法などに対するチェックはきわめて厳しい。

一般に格点部をノード(Node)、ノードを構成する主幹材をキャン(Can)と称しているが、今回このキャン材の新しい製造方法を確立することができた。

プラットフォームの規模は、探査、掘削技術の進歩と石油需要の増大にともなって次第にエスカレートし、北海、メキシコ湾、西オーストラリアなどを中心に10数基もの500フィート(152.4m)超大型ジャケッが設置され、なかでも米国ミシシッピ河口沖では1 000フィート(304.8m)をこ

* 技術本部鋼材技術部部長
*** 技術本部鋼材技術部東京鋼材技術室主任(課長待遇)
***** 水島製鉄所鍛造部鍛造管理室主任(掛長待遇)
(昭和55年9月2日原稿受付)

** 技術本部技術管理部主任(副部長待遇)
**** エンジニアリング事業部ハイフライン・海洋技術部主任(掛長待遇)
***** 水島製鉄所保全部保全技術室

えるに至っている。

このようなジャケットの巨大化によって必然的に構造部材が巨大化し、キャン材として肉厚4～5インチ(101.6～127mm)の極厚鋼管が要求されるようになってきたが、熱間曲げ加工による通常の造管方法では、高度の技術が要求され経済的にも問題が大きい。

今回、このような背景のもとに、中空鋼塊¹⁻⁷⁾を使用した鍛造プロセスによる新しい製造方法を確立した。

この方法によると、キャンに溶接シームが全くなく、材質的には均質性にとみ、耐ラメラティア性および衝撃特性にきわめて優れている。さらに経済性については、歩留り向上および工程の簡素化によって大幅にコストダウンを図ることができた。

以下に中空鋼塊を使用した極厚鍛造ノード材の製造方法および材料特性について述べる。

2. ノード用極厚鋼管の化学成分の検討

ノード用鋼管の厚さは、極厚物では4"(101.6mm)以上のものがあるが、鍛造鋼管の場合は削り代が必要のため、例えば仕上げ肉厚4"の場合、鍛造時の肉厚は6"(152.4mm)程度にも達する。このような極厚鍛造鋼管の規格は整備されていないため、API-2Hを準用することとした。この規格の化学

成分、機械的性質の規定を各々 Table 1, 2 に示す

Table 1 Chemical composition of API-2H steel

(wt %)					
	C	Si	Mn*	P	S
Element	Max.0.18	0.15 0.30	0.90 1.35	Max.0.04	Max.0.035

*Max.1.60% Mn for plates over 38.1mm thickness

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \leq 0.43$$

Table 2 Mechanical properties of API-2H steel

Y.S.(MPa)	T.S.(MPa)	El(%)	vE_{40} (Joule)	T_{NDT} (°C)
Min.289	427 565	Min.20	Av.34 Min.27	Max.-40 (-35: No break)

1/2 tangential

この仕様を厚肉で満足させることは、非常に困難であり熱処理において通常、液冷を実施する必要がある。しかしコストダウンの観点より焼ならしでの検討を行った。

当鋼種の CCT 曲線を Fig. 1 に示す。CCT 曲線から明らかなように完全なフェライト-パーライト鋼である。

まず強度についての検討であるが、Fig. 2 に示すように、フェライト-パーライト鋼は C_{eq} の増加により強度は上昇する。しかし C_{eq} を C 含有量だ

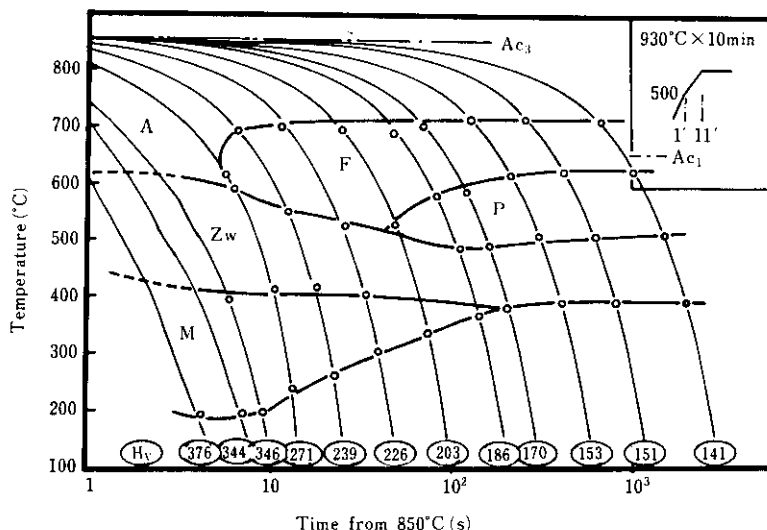


Fig. 1 Continuous cooling transformation curve of heavy-wall forged steel pipe

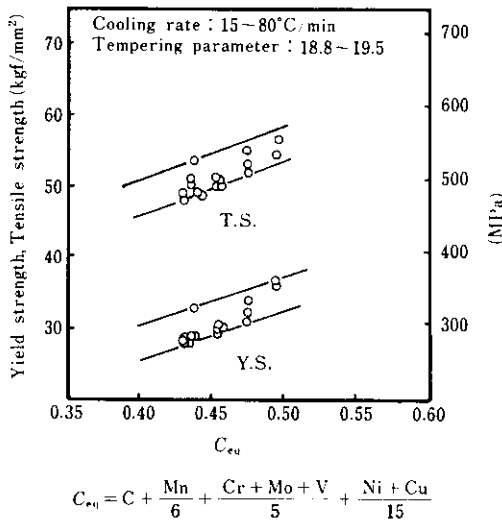


Fig. 2 Relation between strength and C_{eq} on Ferrite-Pearlite steel

けで増加させると靱性を低下させることは明らかであり、そのため Fig. 3 に示すように Mn/C の増加および粒度の微細化を考えなければならない。前者の Mn/C の増加は、おのずと強度を支配する C 含有量を制限する。また後者については、元のオーステナイト結晶粒度を微細化させることおよび冷却速度を早くする等の対策がある。しかし冷却速度は、焼ならし処理を選ぶことによりおのずと決定される。元のオーステナイト結晶粒の微細化は、Al, N の適量添加による AlN 析出による効果または Ti, Nb 等の添加が考えられる。

Ti, Nb 等は溶接性の問題もあるので、Al, N の適量添加による AlN 析出効果により微細化を図った。AlN の制御には、パラメーター P_{AIN} ⁸⁾ を設定した。このパラメーター P_{AIN} は、Al 含有量/27、および、N 含有量/14、のうち小さい方の値であり、AlN の最大析出可能量を表わす目安である。破面遷移温度とパラメーター P_{AIN} の関係を Fig. 4 に示す。これらの結果をもとに設定した目標化学成分を Table 3 に示す。

Table 3 Optimum chemical composition of heavy-wall forged steel pipe

(wt %)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	N
Range	0.14 ~0.18	0.20 ~0.30	1.45 ~1.55	Max. 0.008	Max. 0.005	0.10 ~0.20	0.15 ~0.25	0.05 ~0.15	0.010 ~0.025	0.0060 ~0.0090

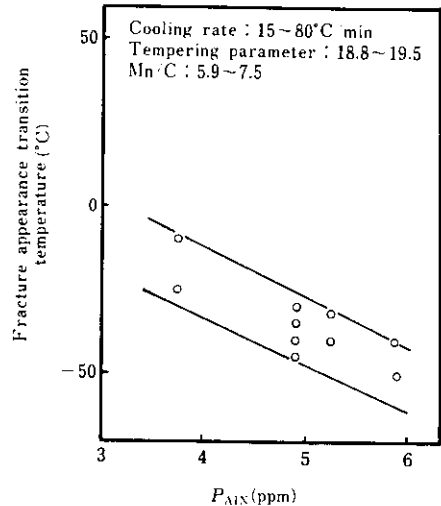


Fig. 3 Relation between fracture appearance transition temperature and parameter P_{AIN} on Ferrite-Pearlite steel

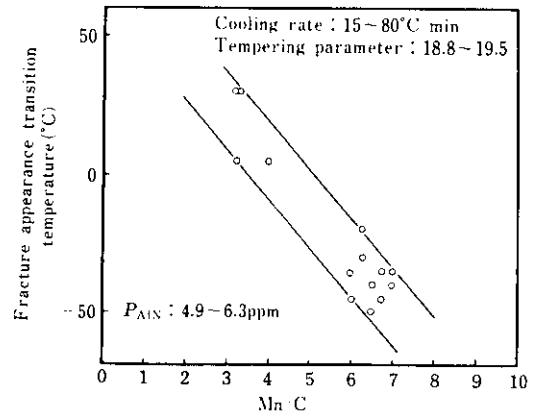


Fig. 4 Relation between fracture appearance transition temperature and Mn/C on Ferrite-Pearlite steel

3. 極厚鍛造ノード材の製造

ノード材の製造寸法を Fig. 5 に示す。キャンの肉厚は、厚肉化を想定して 4" とした。枝管（以下スタブと記す）は、キャンのサイズに相対した肉

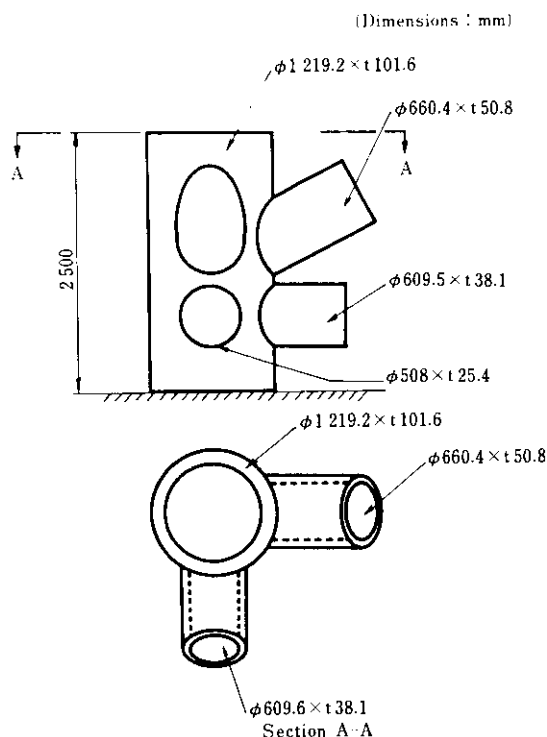


Fig. 5 Dimensions of manufactured node can for test

厚とした。製造工程の概要を Fig. 6 に示す。製鋼条件は取鍋分析値と合わせて Table 4 に示す。中空鋼塊は 30t を使用し、 $\phi 1240 \times \phi 940 \times 5700$ mm の鍛造キャン材を製造した。このときの鍛造歩留り（鍛造重量/鋼塊重量 $\times 100$ ）は約 77% であった。一方スタブ材も、小型中空鋼塊を使用して鍛造を実施した。各鍛造材は、その後横型台車式熱処理炉にて、焼ならし-焼もどし処理を行った。加熱温度は各々 890°C、610°C とし保持時間は 1h/in. とした。その後の工程は、商用部試験-機械加工-スタブ取付け-検査-S.R.-防錆、梱包とした。

スタブの取付けは、後述の溶接性試験に基づいて予熱温度 125°C 以上で実施した。溶接記録の一例を Table 5 および Fig. 7 に示す。スタブ取付部の検査は、UT および MT を実施したが、いずれも無欠陥であった。UT は API-RP-2X-1978 (Draft) に従って、垂直および斜角法を採用し、MT は ASTM-E109-63 に従って、乾式極間法を採用した。

スタブ取付部の MT 検査状況を Photo. 1 に、完成したノード材を Photo. 2 に示す。

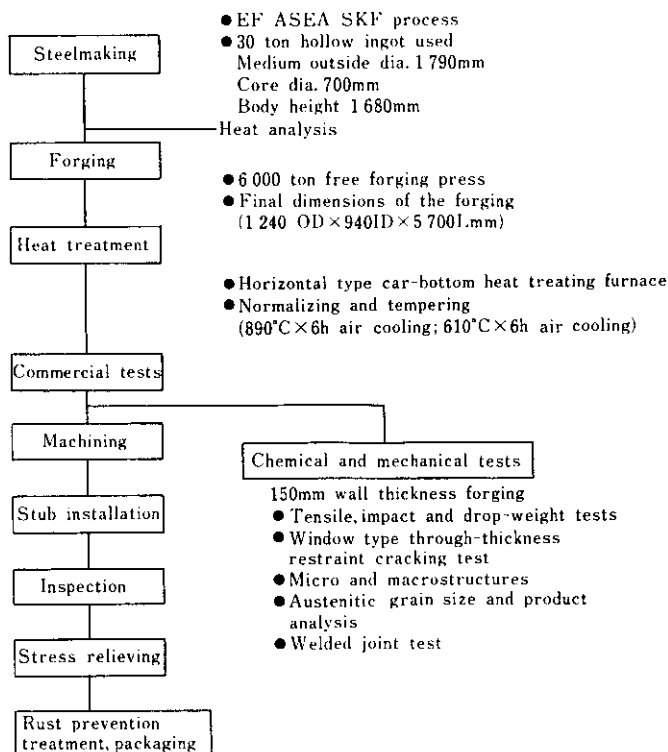


Fig. 6 Manufacturing process of heavy-wall forged node can

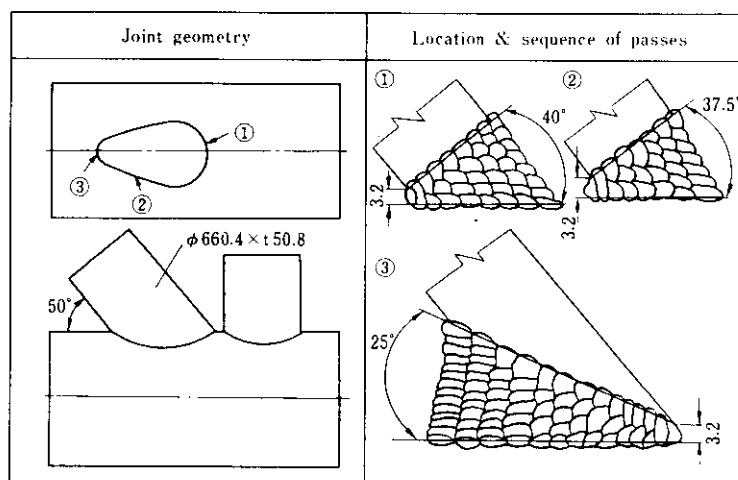
Table 4 Chemical composition by heat analysis and steelmaking conditions

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	N
Heat analysis (wt %)	0.14	0.29	1.50	0.004	0.004	0.15	0.19	0.10	0.025	0.0090
Steelmaking process	EF-ASEA-SKF(L.R.F.)									
Casting temperature	1 595°C									
Casting time	11min									
Solidification time	3.5h									

Table 5 An example of welding record in manufacturing nodes

Material	Carbon manganese steel			
Welding process	SMAW			
Welding position	Horizontal			
Welding material	Electrode	AWS No.	Diameter(mm)	
	KS70*, KS76LT	E7 016G	3.2~5.0	
Location	Preheat. temp.(°C)	Pass No.	Electrode dia.(mm)	Welding current(A)
①	125	1	3.2	120
		2	4.0	180
		3 ~ 37	5.0	240
②	125	1	3.2	120
		2	4.0	180
		3 ~ 28	5.0	240
③	125	1	3.2	120
		2	4.0	180
		3 ~ 70	5.0	240

*1st pass only

**Fig. 7** Welding record of stub installation

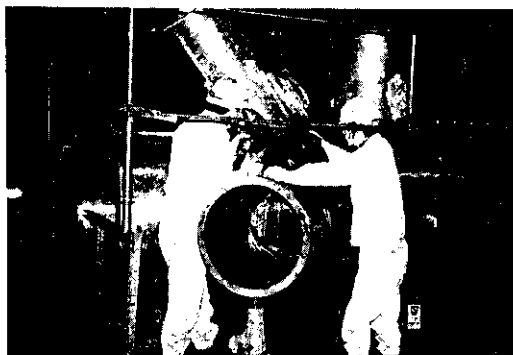


Photo. 1 MT inspection of node material

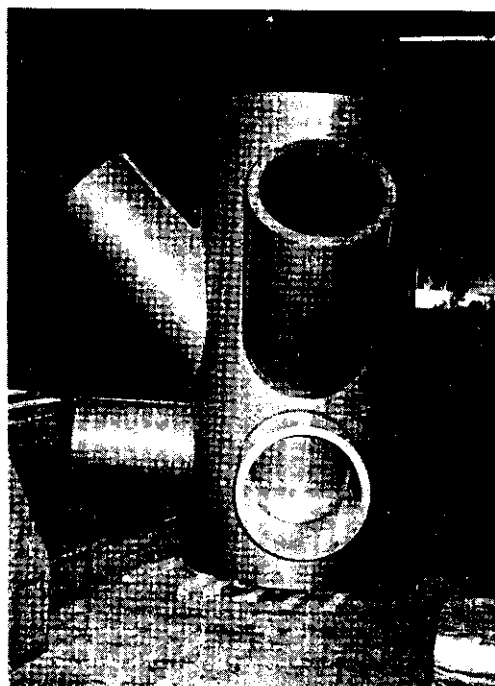


Photo. 2 Final figure of node material

4. 厚肉キャン材の確性試験

φ1240×φ940×5700mmの鍛造キャン材のトップ側、ボトム側各々1000mmを利用し、種々確性試験を実施した。試験項目はFig. 6に示す。

4-1 偏析および清浄性調査

鍛造キャン材の最トップ側、最ボトム側において主要元素の偏析調査を実施した。調査結果を

Fig. 8に示す。Cの最大偏析率 $[(C_{\max} - C_0)/C_0 \times 100]$ 、 C_0 取鍋分析値は、14%であり30t鋼塊としては非常に小さい値である。これは中空鋼塊を使用したため同一サイズの中実鋼塊と比較すると、鋼塊肉厚が大幅にうすいため凝固時間が短縮された結果であると考えられる。また最ボトム側にて清浄度を調査した結果をTable 6に示す。非常に清浄であり中空鋼塊の有利性が明らかである。

4-2 機械的性質

引張、衝撃および落重試験結果をFig. 9に示す。引張強度は、すべての部位で50kgf/mm²以上を確保することができ、かつ、鋼塊部位および肉厚部位による差は、ほとんどない。絞りは半径方向(z)においても70%であり、耐ラメラティア特性に優れていると考えられる。衝撃および落重試験においても、均一な特性がえられMn/Cの増加およ

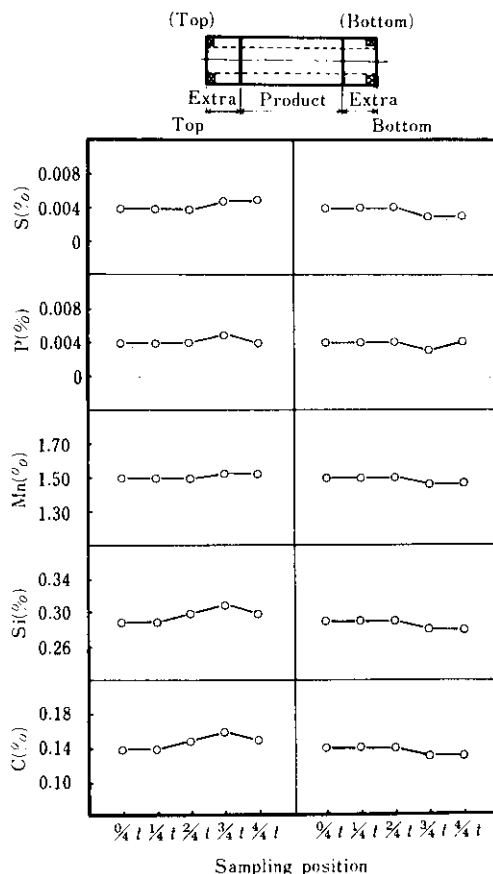


Fig. 8 Results of the product analysis

び適量の AlN 析出の効果が顕著であったと推定される。

顕微鏡組織およびオーステナイト結晶粒度組織の一例を Photo. 3 に示すが、非常に微細な組織であり衝撃および落重試験向上に寄与している。

このように各特性とも均一でかつ方向差が小さいのは、前述の中空鋼塊の清浄性および偏析の小さいことに加えて、鍛造工程を通過することにより方向性が減少したと考えられる。

4.3 溶接性試験

4.3.1 基礎試験

低温割れ感受性を調査するために溶接熱影響部の最高硬さ試験および斜め Y 型溶接割れ試験を実施した。試験結果を Fig. 10 に示す。斜め Y 型溶

Table 6 Results of cleanliness of node can produced by hollow ingot (Worst-Field Inclusion Ratings, ASTM Method A)

Sampling position	Type A		Type B		Type C		Type D	
	Thin	Heavy	Thin	Heavy	Thin	Heavy	Thin	Heavy
$\frac{1}{4}t$	1	0	1	0	0	0	0	0
$\frac{1}{4}t$	1	0	1	0	0	0	0	0
$\frac{3}{4}t$	1	0	1	0	0	0	0	0
$\frac{3}{4}t$	1	0	1	0	0	0	0	0
$\frac{1}{4}t$	1	0	1	0	0	0	0	0
Average	1.0	0	1.0	0	0	0	0	0

接割れ試験 ($t = 50\text{mm}$) におけるルート割れ阻止温度は 125°C であり、キャンとスタブの溶接は、 125°C 以上の予熱により実施した。

4.3.2 溶接継手性能試験

被覆アーク溶接継手 ($t = 50\text{mm}$) を Table 7 に

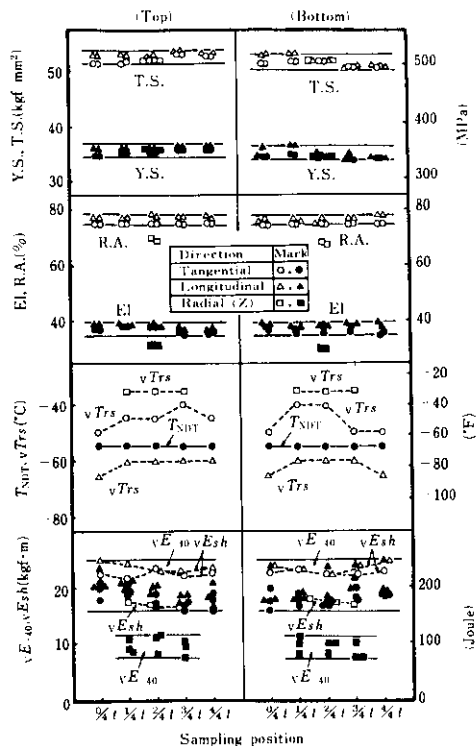
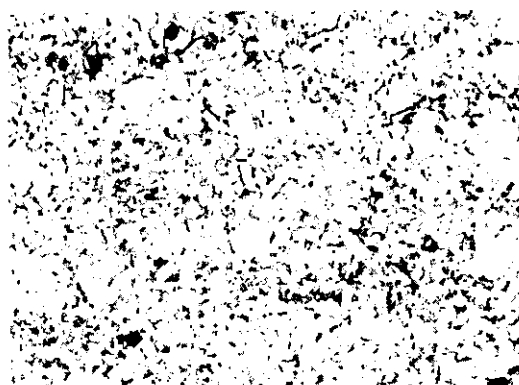
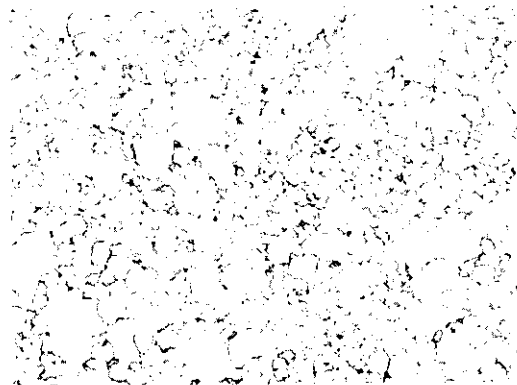


Fig. 9 Tensile, impact and drop-weight test results



Microstructure



Austenite grain size

100 μm

Photo. 3 Microstructure and austenite grain size ($\frac{1}{2}t$ position)

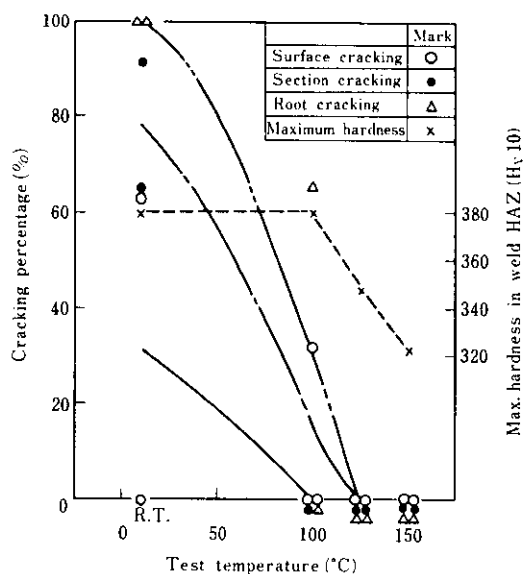


Fig. 10 Results of γ -groove restraint cracking test and maximum hardness in weld HAZ

示す溶接条件にて製作した。as weld および S.R. 処理 (580°C×10h F.C.) 後の引張、曲げ、衝撃および落重試験を行った。引張、衝撃および落重試験結果を Fig. 11 に示す。S.R. 処理を実施すると、引張特性は若干低下し、靱性は、やや向上している。また靱性は Bond, W.M. で低下しているが、要求仕様は満足している。

一方側曲げ試験結果も良好であり、as weld および S.R. 処理後とも良好な曲げ延性を示した。

4.3.3 ラメラーティア感受性

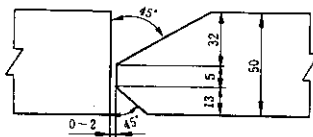
ラメラーティア感受性を評価するために、Z 窓型拘束割れ試験およびクランフィールド試験を実施した。いずれの試験においても、ラメラーティアは発生しなかった。調査結果の一例を Photo. 4 および Photo. 5 に示す。

このように優れた耐ラメラーティア感受性を示したのは、中空鋼塊を使用したことによる清浄性向上、S 量の低減および鍛造工程を通過させることに

Table 7 Welding conditions of welded joint

Welding process	Electrode	Pass No.	Dia. of electrode (mm)	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (mm/min)	Heat-input (kJ/cm)	Preheating and inter-pass temp. (°C)	Sequence of passes
Shielded metal arc welding	KS-76* LT	1	4	180	23	150	16.56	125	
		2 13	5	240	24	100 130	34.56 26.58	125 150	
		Arc air gouging							
		14	4	180	23	150	16.56	125	
		15 16	5	240	24	100 130	34.56 26.58	125 150	

* AWS A5.5 E7 016-G_vE₋₄₀ ≥ Av.3.5, Min.2.8



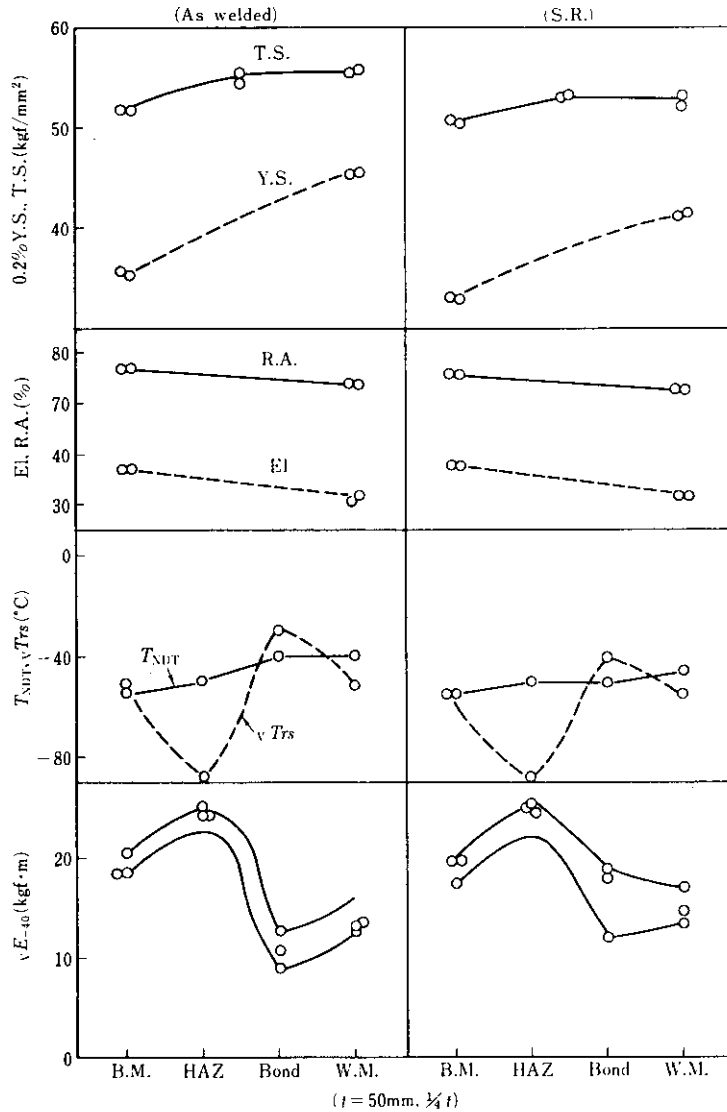


Fig. 11 Mechanical properties of welded joint

よる方向性の減少（特に Z 方向の向上）によると考えられる^{9,10)}。

5. API-2H 鋼の強度と靱性について

API-2H 鋼は 2. でも述べたように、フェライト-パーライト鋼であり、強度および靱性の両者を満足させるためには、特に厚肉の場合種々の対策が必要である。

Fig. 12 に 800 $^{\circ}\text{C}$ から 400 $^{\circ}\text{C}$ までの平均冷却速

度と強度および靱性の関係を示す。板厚 160mm 水冷の場合 $1/4 t$ 相当部の冷却速度は 60 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ である。この冷却速度以上の場合、強度および靱性とも改善される。これは、組織がフェライト-パーライトから均一、微細なベイナイトに移行しているためと考えられる。しかし焼ならしの場合は冷却速度が、非常に遅くなり、例えば今回の極厚キャン材の $1/4 t$ 部では、約 5 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ であり、さらに板厚が増して、160mm 以上にもなると、強度、靱性ともかなり低下する。したがって極厚材料に焼な

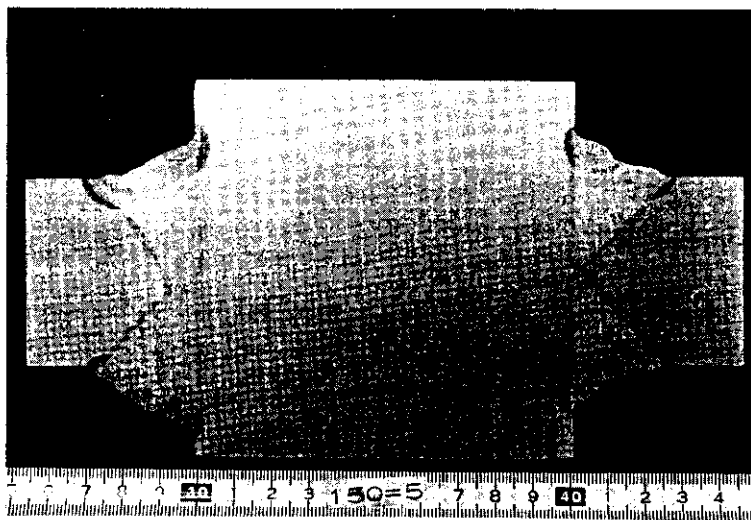


Photo. 4 Macrostructure of longitudinal section for window type restraint cracking test

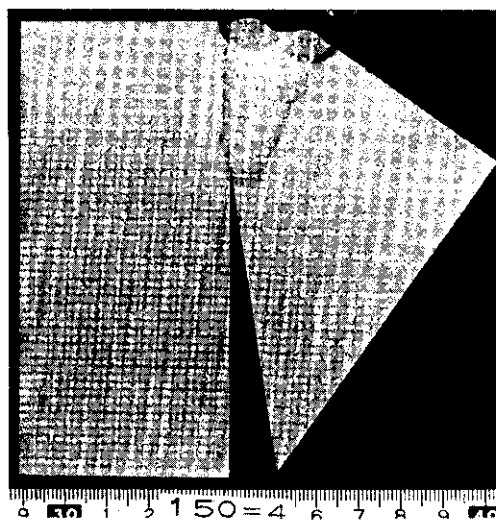


Photo. 5 Macrostructure of longitudinal section for cranfield test

らしを採用する場合、強度および靱性両者を向上させるためには、Mn/Cの設定およびAl, Nの適量添加によるAIN析出効果としての結晶粒微細化が重要である。

つづいて焼ならしの際のオーステナイト化温度の検討を行った。オーステナイト化温度と強度および靱性の関係を Fig. 13 に示す。オーステナイト化温度が高くなるにつれ、強度は向上し、靱性は劣化する。これは結晶粒が粗大化するためと考えられる。最適の靱性値をうるためには、 Ac_3 点直

上 (830°C) がよいと思われるが、強度も確保するためには、 900°C 近傍が最適と考えられる。

6. まとめ

新しく開発した製造プロセスにより、ノード用極厚鋼管を製造した。このプロセスは、中空鋼塊と鍛造を組み合わせることを大きな特徴としている。その結果偏析が少なくきわめて均質でそのうえ特に問題となる耐ラメラティア特性に優れた製品

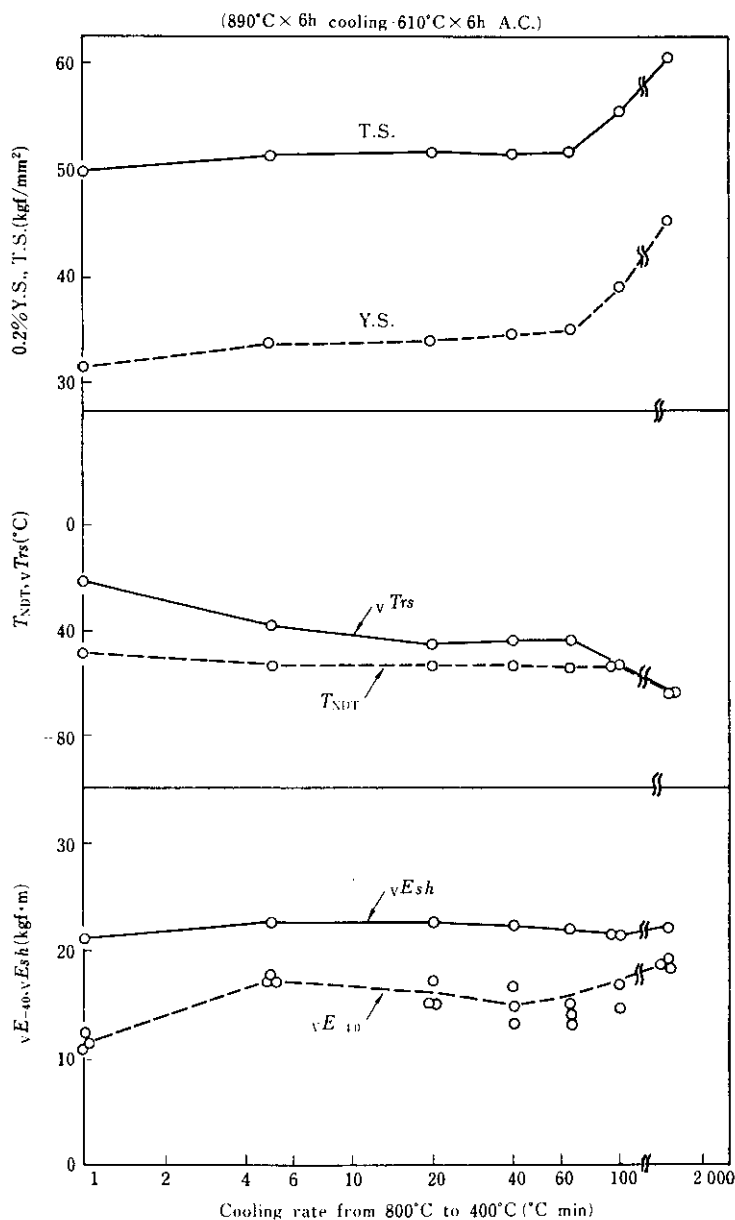


Fig. 12 Variation in mechanical properties by the change of cooling rate from 800°C to 400°C (T direction)

をうることができた。これは中空鋼塊の優れた清浄性（低S化を含む）および鍛造による方向性の減少に起因すると考えられる。また中空鋼塊の使用によりシームレスの極厚鋼管が製造できる。このためスタブを溶接する場合、縦シームをはずすという困難な作業がなくなり、非常に作業性は向上

する。また中空鋼塊-鍛造プロセスの採用により、経済的なメリットも非常に大きい。現在 200t までの中空鋼塊を製造することが可能で、現状実用範囲のあらゆるサイズの極厚鋼管が製造できる。今後これらの基礎特性調査に加えて、疲労試験、COD 試験を実施していきたい。

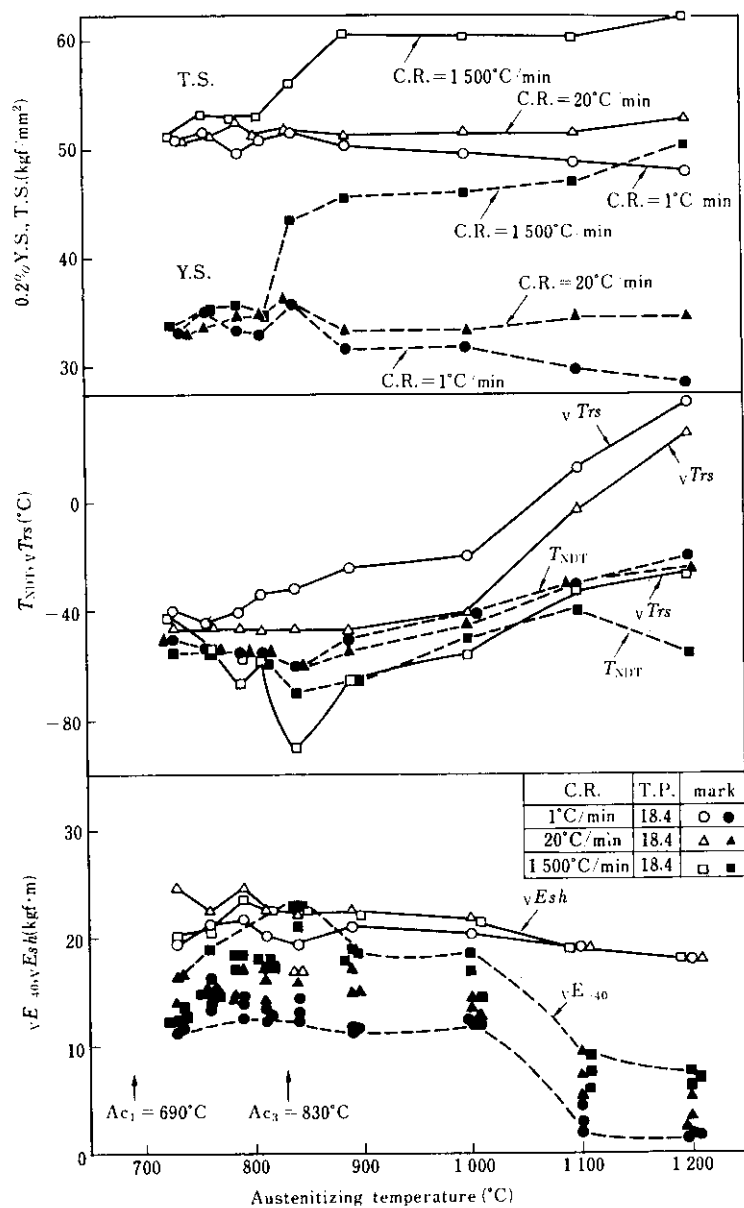


Fig. 13 Variation in mechanical properties by the change of austenizing temp. and cooling rate (T direc.)

参考文献

- 1) 飯田, 山本, 宮井, 朝生, 松野: 鉄と鋼, **64** (1978) 11, S 679
- 2) 飯田, 山本, 宮井, 松野, 小沢: 鉄と鋼, **64** (1978) 11, S 680
- 3) 和田, 宮田, 朝生, 宮井, 松野, 西岡: 鉄と鋼, **64** (1978) 11, S 681
- 4) 小沢, 岡野, 飯田, 山本, 朝生, 宮井: 鉄と鋼, **64** (1978) 11, S 682
- 5) 朝生, 和中, 名村, 山本, 小沢, 松野: 鉄と鋼, **65** (1979) 4, S 137
- 6) 飯田, 山本, 山浦, 朝生, 松野, 西岡: 鉄と鋼, **66** (1980) 2, 211

- 7) 山浦, 飯田, 松野, 山本, 朝生: 日本金属学会会報, 19 (1980) 5, 372
- 8) 佐藤, 松居, 榎並, 朝生, 谷, 小林: 川崎製鉄技報, 12 (1980) 1, 101
- 9) 榎並, 森, 三宮, 青柳, 山本, 山田: 川崎製鉄技報, 8 (1976) 3, 324
- 10) 小林, 成本, 船越, 平井: 川崎製鉄技報, 8 (1976) 3, 336