
海洋開発用高張力強靱鍛鋼の製造

Manufacture of High Strength and Toughness Steel Forging for Offshore Development Projects

朝生 一夫(Kazuo Aso) 狩野 俊之(Toshiyuki Kano) 和中 宏樹(Hiroshige Wanaka)
内田 清(Kiyoshi Uchida) 狩野 征明(Seimei Karino)

要旨：

海洋開発向けに靱性の優れた高張力強靱鍛鋼の製造技術を開発した。その特徴は (1) 先ず製品に要求される靱性の優先方向に合せた鍛錬比を設定、および (2) 鍛錬直後に加速冷却処理を採用、(3) より細粒を得るためのある種の繰り返し焼入れ、を実施することにより、その結果、優れた靱性を有する耐力 80~90 kgf/mm² 級の鍛鋼を製造できることが明らかとなった。ここでは主として靱性におよぼす上記条件の影響および 200 mm 厚さの実体規模の確性試験結果について述べた。

Synopsis：

A manufacturing procedure to obtain improved toughness has been developed, in producing high-strength, high-toughness steel forgings for offshore services. The points are; (1) improved forging design adjusted to required directional preference of impact toughness, (2) adoption of accelerated cooling just after forgings, and (3) applying a type of multiple-quenching to achieve finer grain. Based on these results, excellent impact properties and sufficient directional preference were obtained as expected in 200 mm thick fullsize model forgings of 80 kgf/mm² and 90 kgf/mm² yield strength. The influence of the above three points on toughness, and mechanical properties of model forgings are described in this paper.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

朝生一夫*2 狩野 俊之*3 和中 宏樹*4 内田 清*5 狩野 征明*6

Manufacture of High Strength and Toughness Steel Forging for Offshore Development Projects

Kazuo Aso, Toshiyuki Kano, Hiroshige Wanaka, Kiyoshi Uchida, Seimei Karino

要旨

海洋開発向けに靱性の優れた高張力強靱鍛鋼の製造技術を開発した。その特徴は ① 先づ製品に要求される靱性の優先方向に合せた鍛錬比を設定、および ② 鍛錬直後に加速冷却処理を採用、③ より細粒を得るためのある種の繰返し焼入れ、を実施することにより、その結果、優れた靱性を有する耐力80~90 kgf/mm²級の鍛鋼を製造できることが明らかとなった。ここでは主として靱性におよぼす上記条件の影響および200 mm厚さの実体規模の確性試験結果について述べた。

Synopsis:

A manufacturing procedure to obtain improved toughness has been developed, in producing high-strength, high-toughness steel forgings for offshore services.

The points are: ① improved forging design adjusted to required directional preference of impact toughness, ② adoption of accelerated cooling just after forgings, and ③ applying a type of multiple-quenching to achieve finer grain. Based on these results, excellent impact properties and sufficient directional preference were obtained as expected in 200 mm thick fullsize model forgings of 80 kgf/mm² and 90 kgf/mm² yield strength.

The influence of the above three points on toughness, and mechanical properties of model forgings are described in this paper.

1 緒 言

海洋開発の高張力強靱鋼には、0.2%耐力70 kgf/mm²から90 kgf/mm²級の低C-Ni-Cr-Mo-V系が採用される¹⁻³⁾。これらの鋼材では高強度とともにすぐれた靱性が要求されるが、製品形状が複雑である鍛鋼の場合には材料特性値の異方性が顕著となる。一方、強度、靱性共特性の限界まで要求される素材では、用途により特定方向の特性が重視され、かならずしも均質特性のみが要求されることはない。したがってこの異方性を制御すれば特定方向の特性値をさらに有利に活用することができる。そのためには、製品形状と要求特性を整合させるような製造条件の設定が重要課題となる。当社は、このような観点から低C-Ni-Cr-Mo-V系鍛鋼を対象に、おもに衝撃特性の改善および異方性の制御にたいする鍛錬、熱処理の影響について検討した。その結果にもとづき製品規模の試作ならびに実機の製造を実施した。その結果、強度の確保はもとより異方性の制御による靱性改善技術を確立することができた。本報告は海洋開発用高張力強靱鍛鋼の製造条件の検討および製造実績についてまとめたものである。

2 製造条件の検討

2.1 製 鋼

靱性向上のためには、P、Sの低減が不可欠である。前者は遷

移温度の低下、後者はシェルフエネルギーの向上に各々寄与する。また、焼戻脆化元素としてのP、Sb、Sn、Asの低減が必要である。

焼戻脆化元素については、高炉溶銑あるいは製鉄所内の高純度優良鋼屑を選別使用することにより非常に低い値をうることが可能である (Fig. 1 参照)。P、Sについて最近の压力容器用鋼での実績を Fig. 2 および 3 に示す。

2.2 鍛 錬

鍛錬作業は、鋼塊が内包するザク疵、ミクロキャビティを圧着せしめる荒地鍛錬と、そのあと製品形状に成形する成形鍛錬に区別することができる。荒地鍛錬において内部の健全性、成

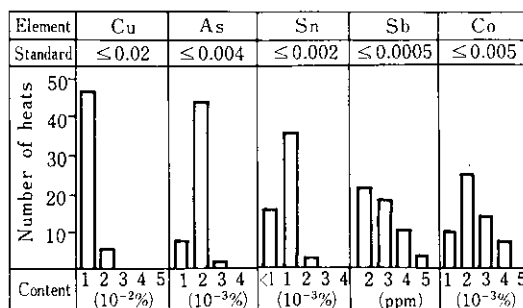


Fig. 1 Tramp element contents in pig iron at Mizushima Works

*1 昭和58年10月11日原稿受付

*2 水島製鉄所鍛造部鍛造管理室主査 (課長)

*3 本社製鋼・鋼材技術部技術サービス室主査 (課長)

*4 水島製鉄所鍛造部鍛造管理室主査 (部長)

*5 技術研究所水島研究部第2研究室

*6 技術研究所水島研究部第2研究室主任研究員 (課長)

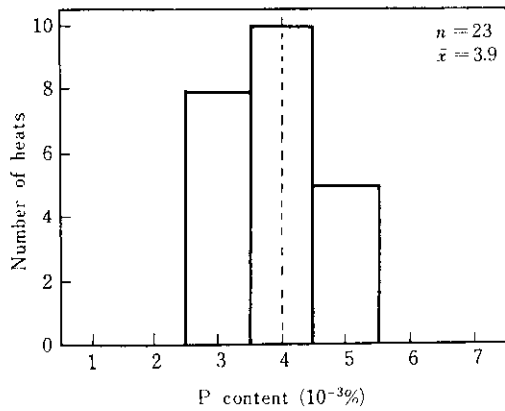


Fig. 2 Phosphorus content in pressure vessel materials

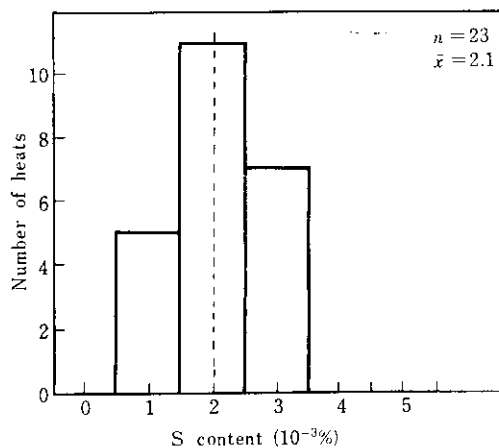


Fig. 3 Sulphur content in pressure vessel materials

形鍛錬では方向特性がほぼ決定されるとみてよい。荒地鍛錬は、据込み、鍛伸からなり、この繰返しによって特性値の異方性に影響を与えることなく総合鍛錬比を増加させ素材の健全性を確保できる。一方成形鍛錬は穴ひろげ、しめ付け鍛錬等が該当し、方向特性が決定される場合が多い。しかし製品形状によっては、特性値保証の必要な方向が成形比から決定される優先方向と必ずしも一致しない場合が多く、その対策が問題となる。このため鍛錬比が材料特性に与える影響をあらかじめ明らかにしておかなければならない。このような目的から鍛錬比と方向特性を関連づけるため、鍛錬による素材の方向別長さ変化から異方性を評価することを試みた。まず Table 1 に示すように各鍛錬工程ごとに素材の軸、半径、接線の3方向での変形比 (l/l_0) を求めた。つぎに方向別の l/l_0 の値を鍛錬順にかけ合わせた値を方向別パラメーター (L/L_0) と定義し、これを方向別にみた鍛錬の異方性をあらわすパラメーターとして採用することにした。0.2%耐力90 kgf/mm² 級鍛錬 (以下 YS 90鋼) の多数の製品について、軸、半径、接線の3方向の衝撃特性とそれぞれ対応する方向の L/L_0 との関連を Fig. 4 に示す。肉厚80 mm~200 mm までの板およびリング形状を含めた肉厚、形状をとわずとくに vE_{shear} とみなせる vE_0 は、このパラメーターでよく整理されることがわかる。したがって要求特性に応じて、方向別パラメーターを決定し、それに基づき鋼塊および打上げ形状を設定する必要がある。

Table 1 Forming ratio for testing direction

	Upsetting forging	Solid forging	Enlarging forging	Mandrel forging
Forging				
Forming ratio	$\frac{1}{n} U$	$n S$	$n E$	$n M$
L/L_0	L	$\frac{1}{n}$	n	n
	T	$\sqrt{n}$	$\frac{1}{\sqrt{n}}$	$t/t' / n$
	R	$\sqrt{n}$	$\frac{1}{\sqrt{n}}$	t'/t

L : Longitudinal direction

T : Tangential direction

R : Radial direction

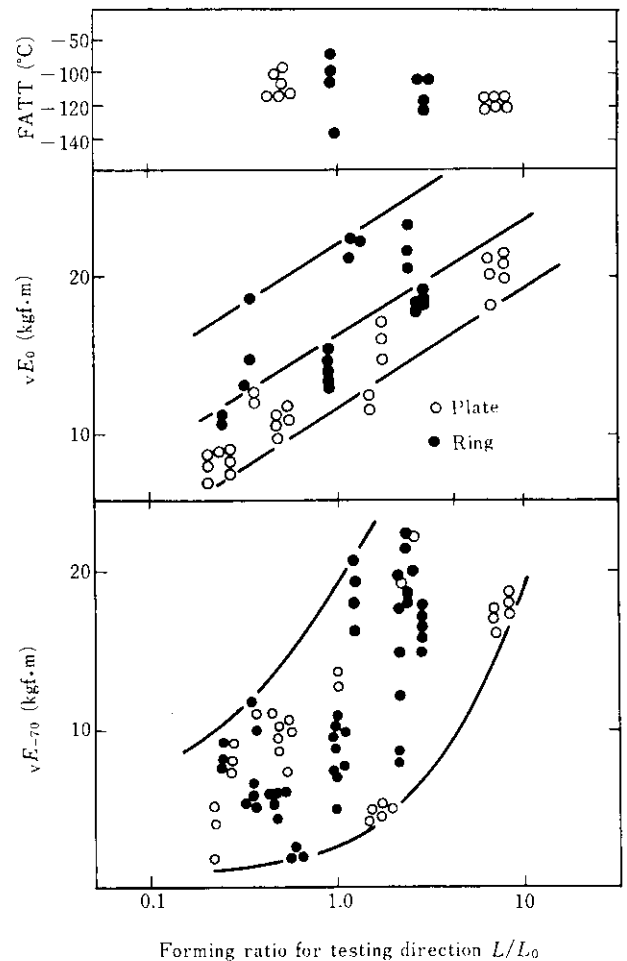


Fig. 4 Relation between forming ratio for testing direction and impact properties (YS 90 steel)

2.3 鍛錬後の赤材処理

鍛鋼品は、鍛錬後へアークラック防止および結晶粒度調整の目的により赤材のまま焼鈍炉へ装入し、炉中で徐冷したあと焼鈍に移るといふ赤材処理を実施している。この段階では、結晶粒微細化のためには鍛錬後の冷却でオーステナイト状態から

のフェライト変態をすみやかに完了させることが重要であり、したがって低温までの冷却方法が問題となる。しかし、一方この種の比較的合金成分の高い鋼では水素によるヘアークラック防止を考慮し冷却到達温度に制約を設けなければならない。このため鍛錬後から焼鈍にいたる温度履歴の影響を明らかにする必要がある。そこで鍛錬後の冷却過程を冷却速度および冷却到達温度に分けて実験室的な検討を行った。まず鍛錬温度からの冷却速度と衝撃特性の関係を YS 90 鋼について調査した結果を Fig. 5 に示す。鍛錬温度から徐冷した場合、強制冷却したものと比較すると vE_{shear} が、かなり低下している。すなわち冷却速度に関しては、オーステナイト化域から約 700°C までの急冷が有効であり、この間の冷却をはやめる必要がある。鍛錬温度から徐冷した材料の脆性破面を、走査電顕観察したところ Photo 1 に

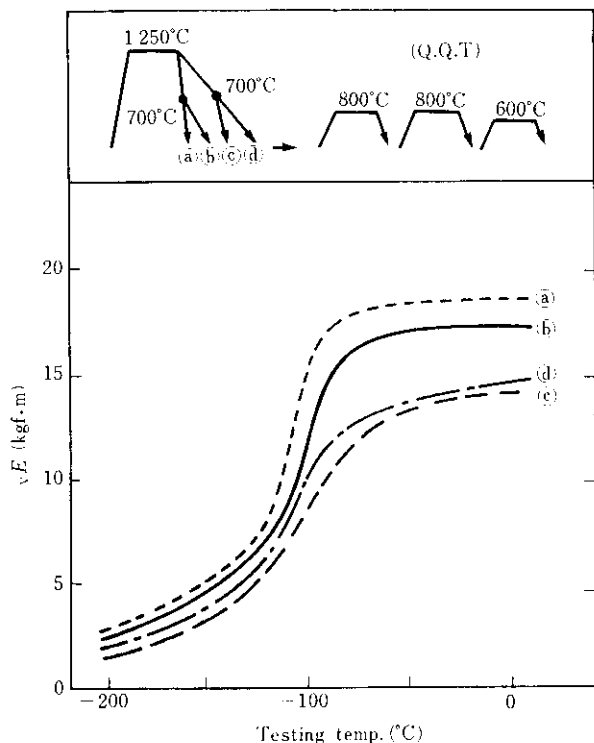


Fig. 5 Effect of cooling conditions from 1250°C on impact properties (YS 90 steel)

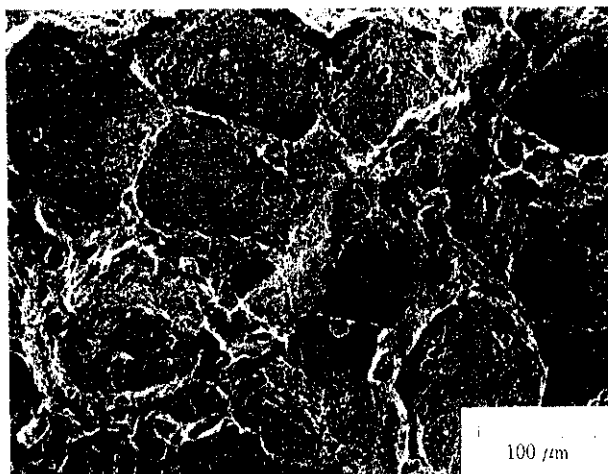


Photo 1 Grain boundary dimples appeared in impact fracture surface of slow cooled sample (YS 90 steel forging)

示すような粒内ディンプルのほかに、鍛錬温度でのオーステナイト粒界と推定される部分に粗い粒界ディンプル破面が認められた。 vE_{shear} の低下は、この粒界ディンプル破面の発生によるもので、鍛錬温度からの冷却途上のオーステナイト粒界に集団析出する AlN に起因したものと推定された。

つぎに冷却到達温度の影響について、YS 90 鋼の例を Fig. 6 に示す。冷却到達温度を下げ、変態量を多くしたのち、焼ならしおよび調質したものほど FATT (Fracture Appearance Transition Temperature), vE_{shear} ともすぐれている。これらをオーステナイト粒度でまとめると Fig. 7 に示すとおりであり、FATT にはオーステナイト粒度、 vE_{shear} には 700°C までの急冷と Ms 点以下までの冷却の影響が支配的であることがわかった。これらの観点から、良好な衝撃特性を得るためには、鍛錬のあと 700°C までの冷却速度をできるだけ速くし、同時に α 変態を完全終了させることによってオーステナイト結晶粒を微細化させたのち、焼鈍に移る必要がある。

2.4 オーステナイト結晶粒

Ni 含有量の多い本鋼種では、一般に結晶粒の微細化が困難であり、調質処理での粒度対策が必要である。YS 90 鋼の昇温過程におけるオーステナイト結晶粒の変化の一例を、1.7Ni-2.5Cr-0.5Mo ローターシャフト鋼と比較して Photo 2 に示す。これは常温より 100°C/h の昇温速度にて、各温度まで昇温させ、その後水冷し粒度変化を調査したものである。Ni 含有量の高い YS90 鋼では、 A_{c3} 変態点以上に加熱しても、新しいオーステナイト粒の核生成が少なく、細粒化の達成は著しく困難なことがわかる。これらの結果から、繰返し熱処理の効果を調査した。調査結果を Fig. 8 に示す。比較材は、1 回のオーステナイト化処理でも十分に微細化されているのにたいし、YS90 鋼の微細化は困難である。とくに初期粒が粗大な場合、No.7 以上の細粒を得るためには、4 回以上の繰返しが必要となることがわかる。また粗粒

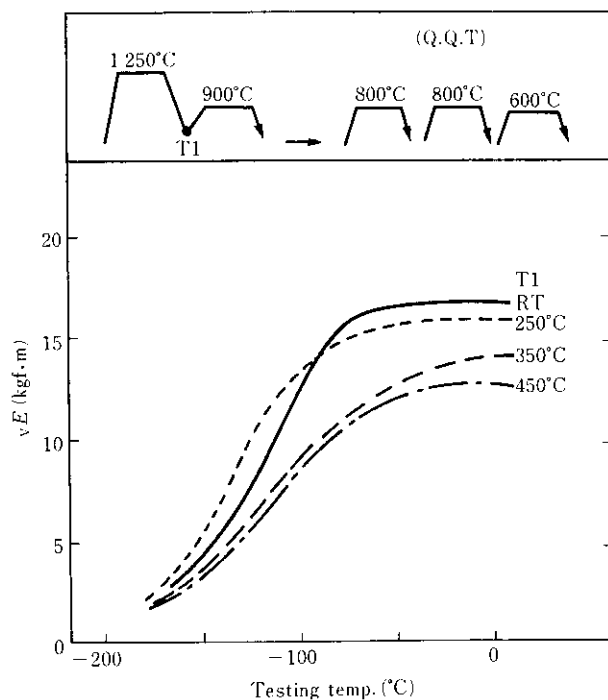


Fig. 6 Effect on impact properties of target temperature T1 to be cooled from 1250°C (YS 90 steel)

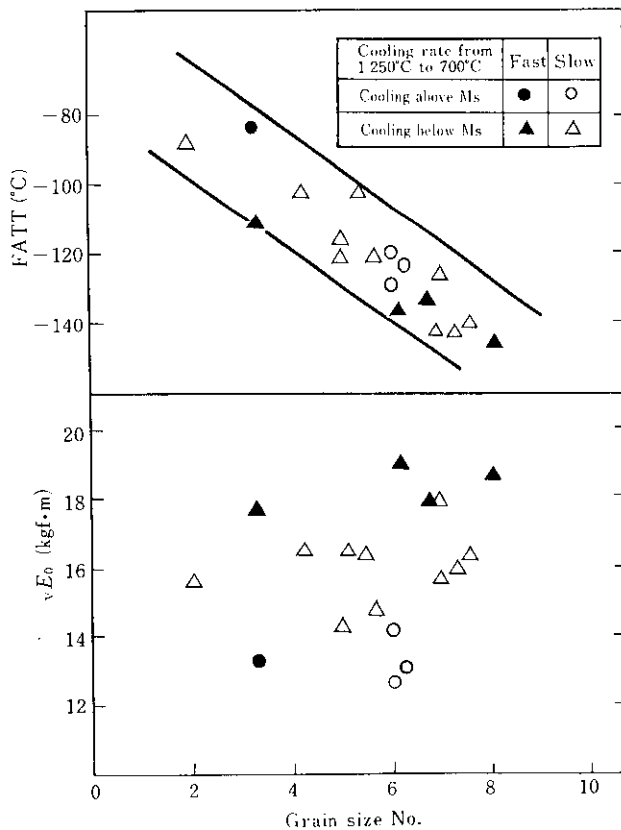


Fig. 7 Relation between FATT, vE_0 and austenite grain size (YS 90 steel)

のYS90鋼の場合には、オーステナイト化温度の高いほど、はやく細粒化するが、最終的にはオーステナイト化温度の低いほど細粒となることがわかる。したがって比較的粗粒のYS90鋼を細粒化する場合には、最初の焼入温度は比較的高く、徐々にオーステナイト化温度を下げていく方法がよい。Fig. 9にこのような繰返し調質回数の影響を示す。繰返し回数の増加とともにオーステナイト結晶粒は微細化し、それにともなう低温靱性の

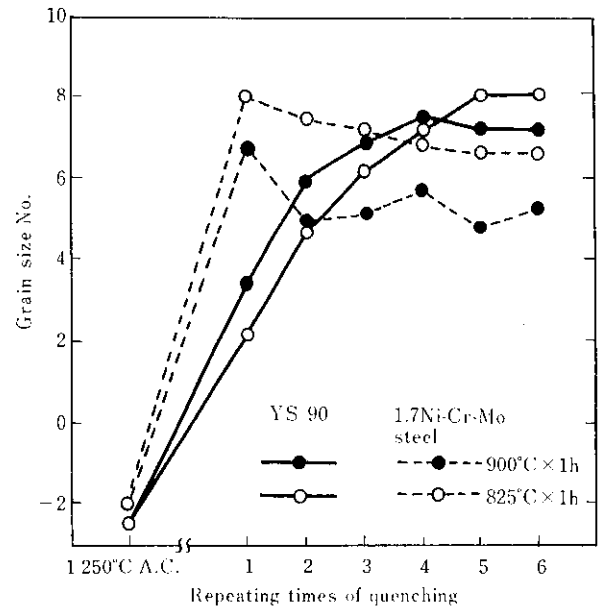


Fig. 8 Effect of repeating times of quenching on austenite grain size

改善が確認された。以上異方性のコントロールを含む衝撃靱性の向上を目標に実施した各製造条件に対する検討結果をまとめると Fig. 10 に示すとおりとなる。すなわち製品形状および部位、方向別の要求特性に応じて、まず鍛錬方案を設定し、ついで製造過程における各条件を満たすよう以後の工程を管理する必要がある。

3 実体試作確性

3.1 試作材

上記の各製造条件の検討結果をもとに、製品規模の確性試験を実施した。0.2%耐力80 kgf/mm²級鍛鋼(以下YS80鋼)はシ

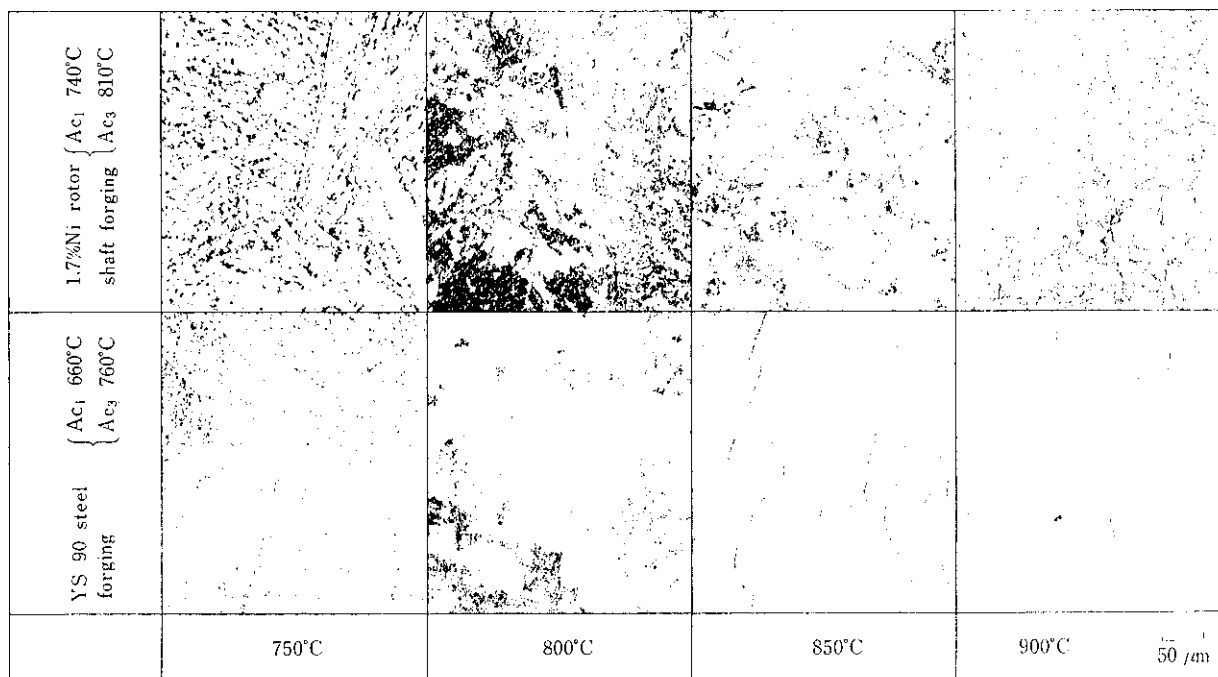


Photo 2 Change of grain size during heating of YS 90 steel forging and 1.7%Ni rotor shaft forging

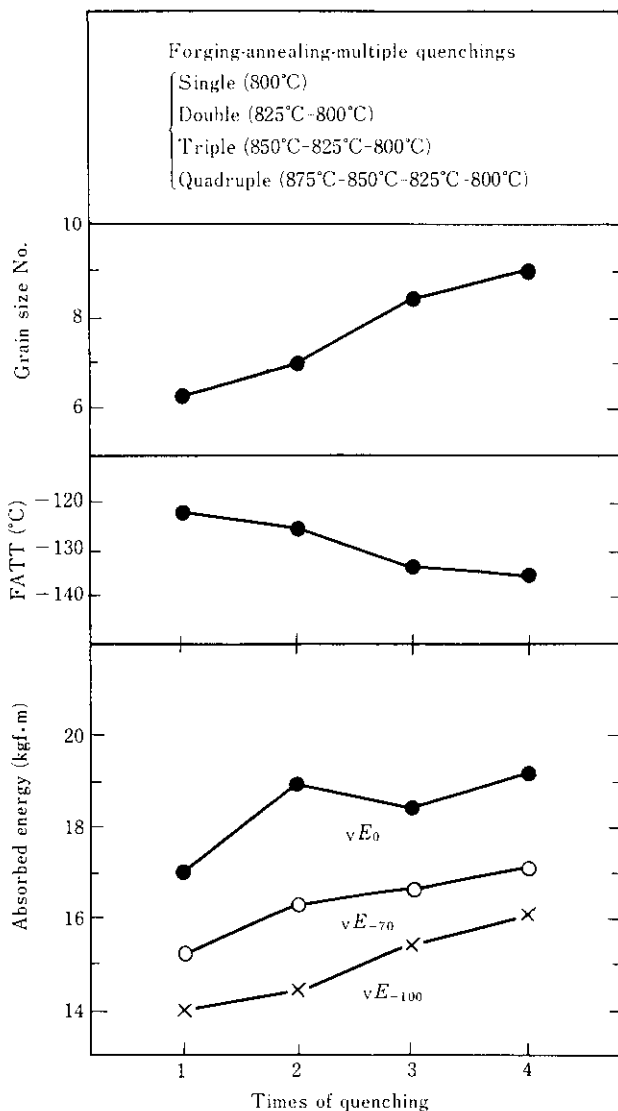


Fig. 9 Effect of multiple quenching after annealing on impact properties (YS 90 steel)

エル形状 (750 ϕ $\times$ 450 ϕ $\times$ 1 100 mm), YS90鋼はリング形状 (1 300 ϕ $\times$ 960 ϕ $\times$ 400 mm) を選定し, 各々13 t, 11 t鋼塊により製造した。溶製は, EF-LRF プロセスを採用し, 以後の行程順序を鍛錬-赤材処理-機械加工-調質 (QQT) -仕上加工とした。化学成分は0.1% C-Ni-Cr-Mo-V系であり, YSのグレードに応じて Ni 量を変化させた。

3.2 清浄度試験結果

清浄度試験結果を Table 2 に示す。各実験材とも低い値を示しており, 清浄な製品であることがうかがわれる。

3.3 機械試験結果

化学成分, 方向別パラメーター (L/L_0) の設定および靱性向上対策により Table 3 に示すように異方性の少ないすぐれた機械的性質が得られた。NRL 落重試験結果もあわせて Table 4 に示す。

4 検討および考察

4.1 鍛錬比

YS 80 鋼および YS 90 鋼試作材の各部位各方向で得られた vE_{20} をそれぞれ対応する方向の L/L_0 で整理し Fig. 11, Fig. 12 に示す。Fig. 4 と同様に vE_{shear} とみなせる vE_{20} と L/L_0 には, 明りょうな相関が認められ, いずれも予想どおりの特性値を得た。

YS 80 鋼では, シリンダーの接線, 半径方向, YS 90 鋼では, リングの半径方向の改善対策に重点をおき, それぞれに必要な

Table 2 Cleanliness of YS 80 and YS 90 steel

(%)					
Material	Position	$dA_{60 \times 400}$	$dB_{60 \times 400}$	$dC_{60 \times 400}$	$dB_{60 \times 400}$
YS 80	Surface	0.02	0.00	0.00	0.02
	Quarter	0.02	0.00	0.00	0.02
	Center	0.02	0.01	0.00	0.03
YS 90	Surface	0.02	0.00	0.00	0.02
	Quarter	0.02	0.00	0.00	0.02
	Center	0.01	0.00	0.00	0.01

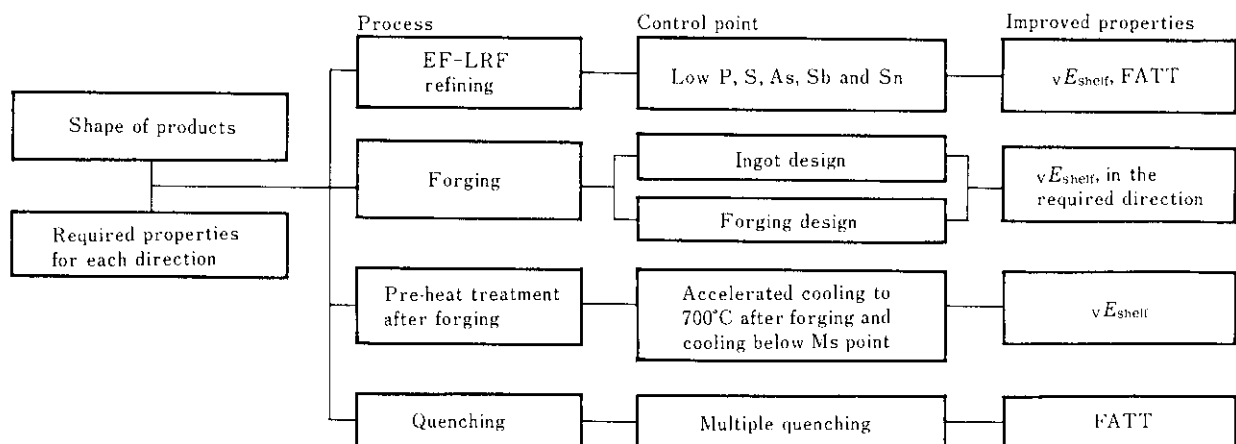


Fig. 10 Control point in manufacturing process of YS 80 and YS 90 steel forgings to obtain required and excellent impact properties

Table 3 Mechanical properties of full size models

Material	Thickness (mm)	Position	Direction	Tensile test				Impact test		
				YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	EL (%)	RA (%)	$\sqrt{E_0}$ (kgf·m)	$\sqrt{E_{70}}$ (kgf·m)	FATT (°C)
YS 80*	150	Outer surface	L	87 87	92 92	22A 22A	71 69	21.5	20.5	-121
			T	87 88	92 92	24A 23A	69 69	21.5	20.2	-120
			R	/	/	/	/	17.6	17.9	-107
		Center	L	86 86	92 92	23A 23A	69 67	20.3	19.5	-103
			T	86 86	92 92	23A 22A	67 67	19.2	18.6	-102
			R	85 86	90 92	22A 23A	65 67	17.5	15.4	-94
		Inner surface	L	89 88	93 93	22A 23A	68 69	19.8	17.9	-121
			T	88 88	93 93	24A 23A	71 67	20.5	20.2	-122
			R	/	/	/	/	16.7	14.6	-96
YS 90**	170	Outer surface	L	100 99	104 104	21A 21A	67 66	18.1	16.2	-113
			T	99 99	103 103	19A 19A	58 53	11.0	8.4	-95
			R	99 99	104 103	21A 20A	63 64	15.6	11.9	-105
		Quarter (1/4)	L	99 98	103 102	21A 21A	66 66	16.6	17.4	-110
			T	99 99	103 103	19A 19A	54 54	10.2	6.1	-105
			R	99 99	103 103	20A 20A	63 62	14.0	13.1	-102
		Center	L	98 98	103 103	21A 21A	65 63	16.7	15.9	-109
			T	99 98	103 103	19A 19A	54 54	11.6	7.0	-101
			R	98 98	103 103	20A 22A	62 62	14.0	12.7	105

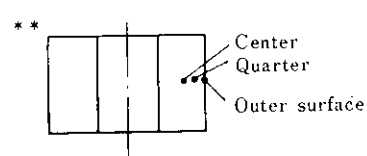
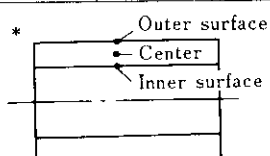


Table 4 Results of NRL drop weight test

Material	Position	Direction	Test temperature (°C)				NDT (°C)
			-105	-110	-115	-120	
YS 80	Center	T					-110
YS 90	Center	T					-120

Applied energy : YS 80 55 kgf·m ○ No break ● Break
 YS 90 65 kgf·m

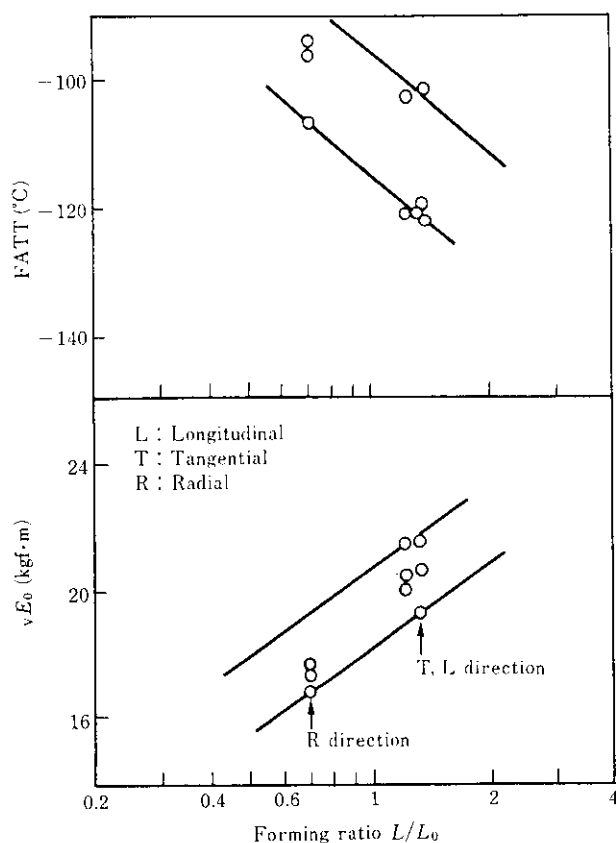


Fig. 11 Relation between forming ratio for testing direction and impact properties (YS 80 steel)

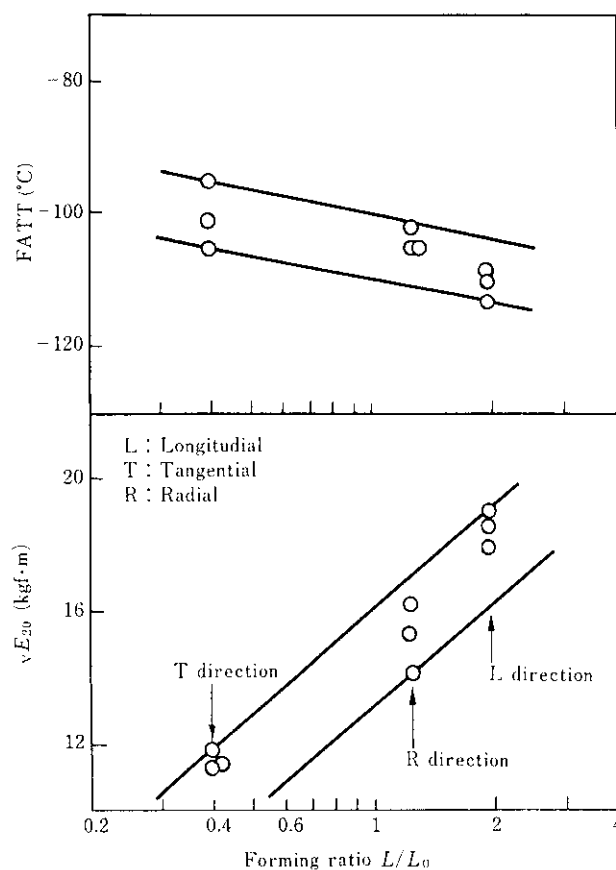


Fig. 12 Relation between forming ratio for testing direction and impact properties (YS 90 steel)

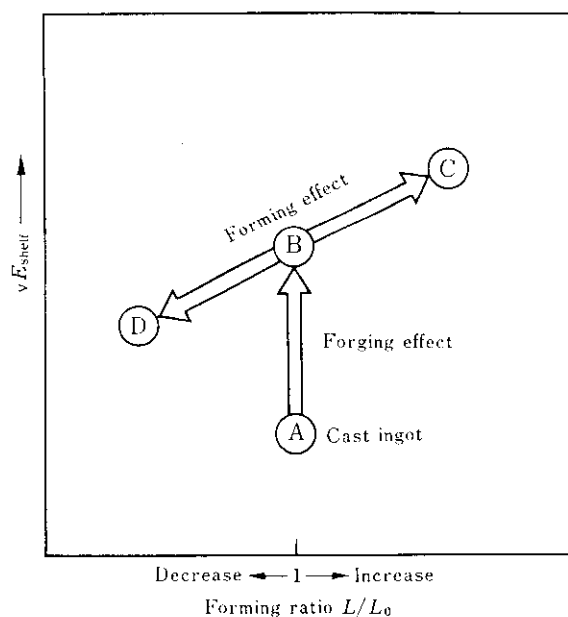


Fig. 13 Schematic diagram of relation between forming ratio for testing direction and vE_{shell}

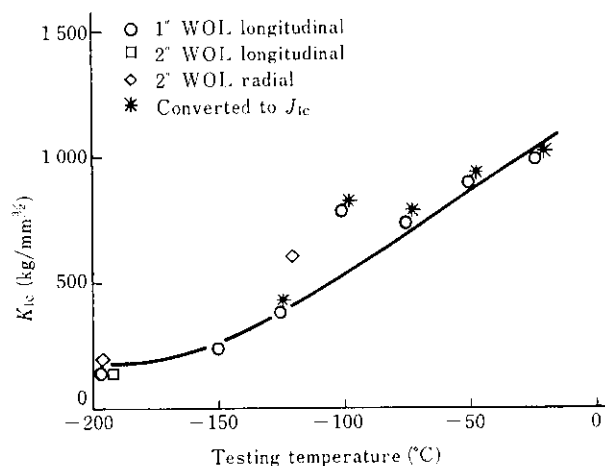


Fig. 14 Temperature dependence of fracture toughness K_{Ic} (YS 90 steel)

方向別パラメーターが確保できるよう、あらかじめ鍛錬方案を設定した。ここで vE_{shell} におよぼす鍛錬比の影響は、Fig. 13 に示すように理解される。すなわち鍛錬前の組織、粒度が同一の場合でも、荒地鍛錬により①→②の向上が期待され、さらに特定方向を優先させる成形鍛錬の採用によって、②→③の向上をはかることができる。またより高い④値を得るためには、おもに非金属介在物の絶対量の低減が必要となる。

4.2 破壊じん性

YS 90鋼試作材の肉厚中心部より CT (Compact Tension) 試験片を採取し、破壊じん性試験を実施した。試験結果を Fig. 14 に示す。R 方向、L 方向の方向差はない。 -196°C での K_{Ic} は、約 $150 \text{ kg/mm}^{3/2}$ であるが、 -25°C 前後では、約 $1000 \text{ kg/mm}^{3/2}$ の値がえられた。さらに同部位より採取した 5/8 in. DT (Dynamic Tear) 試験片による試験結果を、NRL の RAD¹⁾ (Ratio Analysis Diagram) の上に描いたものを Fig. 15 に示す。使用

温度 $-20^{\circ}\text{C} \sim -60^{\circ}\text{C}$ の範囲では Best の領域にあり、肉厚200 mm 以下の場合には、どのような応力状態のもとにおいても脆性破壊はおこりえないと判定される。

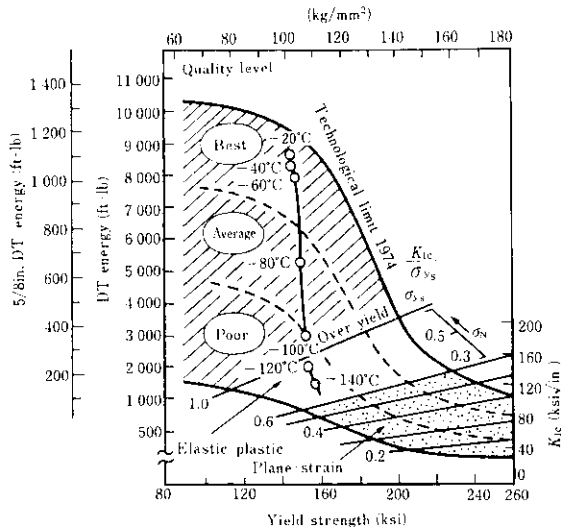


Fig. 15 Ratio analysis diagram (RAD) for the steel

4.3 SR (Stress Relief) 特性について

本鋼では、溶接施行後の SR 脆化も問題となるため、脆化特性を調査した。供試材には、通常組成の YS 90 鋼に対し、Si 含有量を変化させた実験材を加え、肉厚80 mm, 200 mm の中心相当部を対象とした。SR 処理前後における FATT の変化を Fig. 16 に示す。通常組成では、SR での冷却速度依存性が大いなのに対し、Si 含有量を低めることにより、いずれの冷却速度においても、脆化特性が著しく改善されることがわかる。

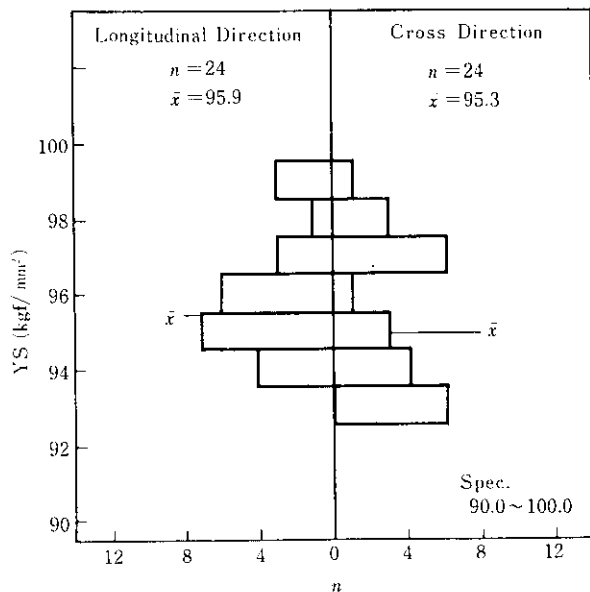


Fig. 17 Mechanical properties of YS 90 steel forgings

6 結 言

製品形状に対応した方向別材料特性を得る目的から、低C-

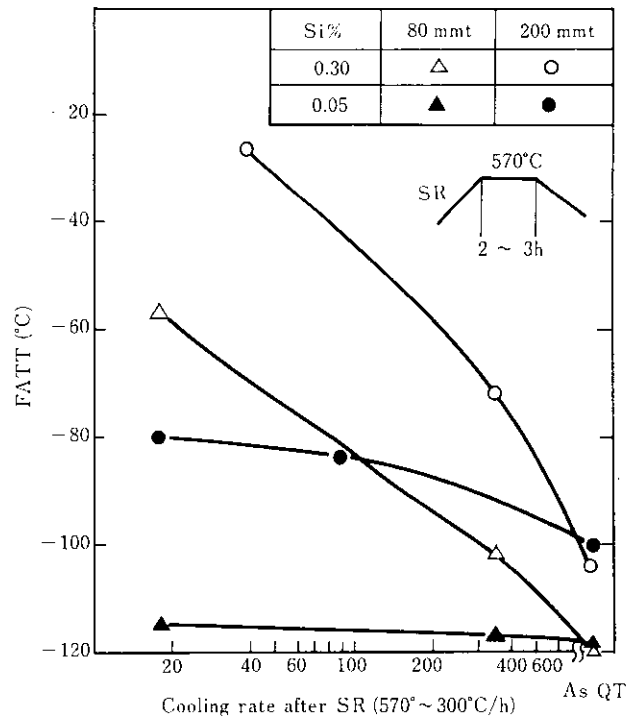


Fig. 16 Effect of Si contents on toughness after SR (YS 90 steel)

5 実機の製造

YS 90 鋼は特定方向 (2 方向) での高強度と高靱性が要求されたため、製鋼条件 (P, S の低減)、鍛錬条件、赤材処理条件、調質条件等を検討し製造した。製造結果の一例を Fig. 17 に示すように高品質の製品を得ることができた。

Ni-Cr-Mo-V 系高張力強靱鍛鋼について衝撃靱性の改善および異方性の制御に対する製造条件の影響を検討した。その結果明らかになったことは、次のとおりである。

- (1) ある方向の vE_{shelf} は、鍛錬比から求めたその方向別パラメーター (L/L_0) と良い相関をもつ。
- (2) 鍛錬後700°Cまでの急冷およびMs点以下までの冷却によって、 vE_{shelf} およびFATTが改善される。
- (3) 高いオーステナイト化温度から、順次低めとした繰返し焼入れ処理の採用により、細粒が得られ、衝撃靱性は向上する。以上の検討のもとに、試作した製品規模の200 mm 厚みから

なるYS 80鋼, YS 90鋼の確性結果では、事前調査とおりの対策で、すぐれた衝撃特性を示すことがわかり、海洋開発用高張力強靱鍛鋼に対して方向性の制御を含むすぐれた衝撃値を得る製造方法を確立することができた。この知見をもとに製造した実機についても高品質の製品をうることが可能となった。SRを実施する場合にはSi含有量を下げることによって、SR脆化は甚しく減少することがわかった。

参 考 文 献

- 1) S.J.Manganello et al.: Weld.J., **43** (1964), S514
- 2) 木村ら: 製鉄研究, (1971) 273, 70
- 3) 進藤ら: 日本製鋼所技報, (1975) 36, 25
- 4) E.A.Lange: NRL Report 7979, (1976), 27