

川崎製鉄技報

KAWASAKI STEEL GIHO

Vol.7 (1975) No.2

---

揚水発電所ペンストック補剛環用 80kg/mm<sup>2</sup> 級鍛鋼の製造について

Manufacturing Method of HT-80 Forging Steel for Ring Reinforcement of Penstock in Pumping-up Power Plants

佐藤 新吾(Shingo Sato) 狩野 征明(Masaaki Karino) 大井 浩(Hiroshi Ooi) 松居 進(Susumu Matsui) 早川 泰司(Yasushi Hayakawa) 後藤 義彦(Yoshihiko Goto)

---

要旨：

最近、火力発電所における負荷の変動を減少させるために揚水発電所の建設がさかんに行われている。これらの揚水発電所の規模は巨大化し、ペンストック用材として高張力鍛鋼が要求されてきている。今回、1.5% Ni 鋼を用い、粒界B量と熱処理条件を調整することによりペンストック補剛環用として肉厚 360mm にもおよぶ 80kg/mm<sup>2</sup> 級鍛鋼を開発した。これらの結果を基礎にして奥清津揚水発電所向けに製造した補剛環の靱性と溶接性は要求される性能を十分満足するものであった。

---

Synopsis：

Recently, in order to decrease load fluctuation of thermal power plants, numerous pumping-up power plants have been constructed. The capacities of those plants have become gigantic and higher strength forging steel is required for penstock of the pumping-up power plant. 80kg/mm<sup>2</sup> class forging steels up to 360mm thickness for ring reinforcements of penstock have been developed by controlling the boron content of grain boundary and heat treating conditions of 1.5% Ni steel. Consequently, notch toughness and weldability obtained of ring reinforcements are satisfactory for the Okukiyotsu pumping-up power plant.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

## 揚水発電所ペンストック補剛環用80kg/mm<sup>2</sup>級鍛鋼 の製造について

Manufacturing Method of HT-80 Forging Steel for Ring  
Reinforcement of Penstock in Pumping-up Power Plants

佐藤新吾\*  
Shingo Sato

狩野征明\*\*  
Masaaki Karino

大井浩\*\*\*  
Hiroshi Ooi

松居進\*\*\*\*  
Susumu Matsui

早川泰司\*\*\*\*\*  
Yasushi Hayakawa

後藤義彦\*\*\*\*\*  
Yoshihiko Goto

### Synopsis :

Recently, in order to decrease load fluctuation of thermal power plants, numerous pumping-up power plants have been constructed.

The capacities of those plants have become gigantic and higher strength forging steel is required for penstock of the pumping-up power plant.

80 kg/mm<sup>2</sup> class forging steels up to 360 mm thickness for ring reinforcements of penstock have been developed by controlling the boron content of grain boundary and heat treating conditions of 1.5%Ni steel.

Consequently, notch toughness and weldability obtained of ring reinforcements are satisfactory for the Okukiyotsu pumping-up power plant.

## 1. 緒 言

増大する電力需要にこたえて、火力発電所の規模は昭和40年ころより巨大化してきている。大型火力発電所における負荷の変動はその効率を著しく低めるものであり、この対策として夜間の余剰

電力を利用して揚水し、昼間のピーク時に発電する揚水発電所をそなえることが45年ころよりさかんになってきている。

揚水発電所の規模も大型化して1000MWをこえるものが多くなり、ペンストックも巨大化したため、HT-70、HT-80級の鋼材が使用されつつある。

\* 技術研究所水島研究室  
\*\*\* 技術研究所水島研究室主任研究員室長・工博  
\*\*\*\*\* 水島製鉄所鑄鍛管理部副部長

\*\* 技術研究所水島研究室主任研究員  
\*\*\*\* 水島製鉄所鑄鍛管理部課長  
\*\*\*\*\* 水島製鉄所鑄鍛管理部部長

今回ベンストック分岐部の補剛環として肉厚 360mmにおよぶ H T-80級鍛鋼を種々試作した結果、きわめて良好な靱性を示す鋼が安定して得られるようになった。当社ではこれを RIVER ACEK-OF と名付け、奥清津および奥吉野揚水発電所の補剛環用に納入することになったのでその経過を報告する。

## 2. 揚水発電所

わが国における昭和40年以降の揚水発電所<sup>1)</sup>についてまとめて **Table 1** に示した。当初は河川の流水も利用する混合揚水式が多かったが、最近純揚水式が主体となり、その出力も 1 000MW 級になってきている。

最近の火力発電所は著しい大容量化にともな

い、効率化のために、負荷変動にたいする即応性や起動停止特性はある程度犠牲にされており、負荷の均一性をはかるため、ピーク供給力を他に求めなければならない。

揚水発電所は、前述のように電力需要のピーク時に集中的に発電できるためこの目的に適合しており、また建設地点を任意に選べ、公害のおそれもないことからさかんに建設されるようになった。48年7月現在建設中の水力発電所 10 283MW の中で揚水発電所は実に90%を占めており、その比率は年ごとに高まりつつある<sup>1)</sup>。

さらに本州の中央を走る山脈を境に南北に分れる水系を山頂の貯水池と南北各数カ所のダムを揚水によって連結するいわゆる「広域多目的連続揚水発電計画」が上越地方をはじめとして検討されており、大規模な揚水発電所によって南北のダム

**Table 1** Pumping-up power plants in Japan<sup>1)</sup>

Year (Syowa)		Location	Designer	River	Type*	Max. consumption rate of water (m <sup>3</sup> /sec)	Effective head (m)	Max. generating power (MW)
Started	Completed							
	43	Kagehira	Shikoku Electric Power Company, Incorporated.	Naga	P	60	89	46
	40	Shiroyama	Kanagawa Prefecture.	Sagami	F	192	153	250
	39~41	Ikehara	Electric Power Development Co.	Shingu	P	342	120	350
	40	Yakisawa	The Tokyo Electric Power Company, Inc.	Tone	P	300	93	240
	43	Nagano	Electric Power Development Co.	Kuzuryu	P	266	97	220
	44	Takane-No. 1	The Chubu Electric Power Co., Ltd.	Kiso	P	300	135	340
	43	Shinnariwagawa	The Chugoku Electric Power Co., Inc.	Takahashi	P	424	84	303
	44	Azumi	The Tokyo Electric Power Company, Inc.	Shinano	P	540	134	624
	44~45	Mitono	The Tokyo Electric Power Company, Inc.	Shinano	P	360	79	245
	45	Kisenyama	The Kansai Electric Power Company, Incorporated.	Yodo	F	248	219	466
43	51	Masegawa-No. 1	The Chubu Electric Power Co., Ltd.	Kiso	P	335	100	286
44	49	Shintoyone	Electric Power Development Co.	Tenryu	P	645	213	1 125
44	49	Numahara	Electric Power Development Co.	Naka	F	172	477	675
45	50	Niikappu	The Hokkaido Electric Power Co., Inc.	Niikappu	P	234	99	200
45	53	Shintakasegawa	The Tokyo Electric Power Company, Inc.	Shinano	P	644	229	1 280
46	51	Okutataragi	The Kansai Electric Power Company, Incorporated	Ichi	F	376	383	1 212
45	51	Ohira	Kyushu Electric Power Co., Inc.	Kuma	F	124	494	500
47	51	Nanbara	The Chugoku Electric Power Co., Inc.	Ota	F	254	294	620
46	53	Okukiyotsu	Electric Power Development Co.	Shinano	F	260	470	1 000
48	52	Okuyoshino	The Kansai Electric Power Company, Incorporated.	Shingu	F	144	506	603
48	56	Tamahara	The Tokyo Electric Power Company, Inc.	Tone	F	276	517	1 200
49	53	Okuyahagi	The Chubu Electric Power Co., Ltd.	Yahagi	F	234	414	1 140

\* F : Fully pumping-up

P : Partially pumping-up

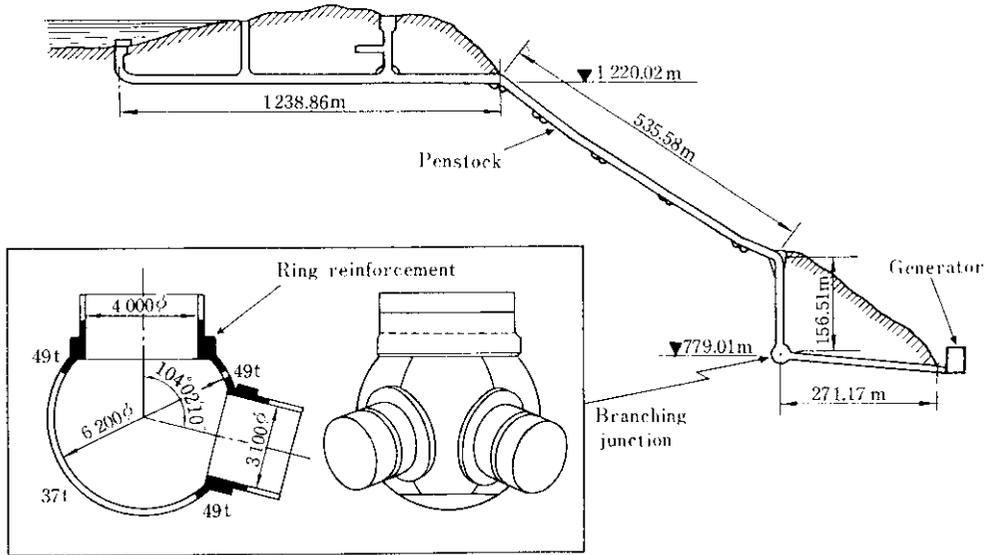


Fig. 1 Sketch of penstock for Okukiyotsu No. 1 pumping-up power plant

間の水量の相互融通をはかり、河川の利用率を高めることが計画されている。したがって揚水発電所の建設は引続き活況を呈するものと予測される。

揚水発電所の水路であるペンストックの略図を Fig. 1 に示した。通常中間に分岐部を設け下部に複数個の発電機が設置される。分岐部の位置はトンネル工事や鋼材使用量の面からなるべく下部に設けることが経済的であるが、分岐部が大型化し、その補剛環の肉厚も増加するため、管胴部や球殻部と同じ強度と良好な溶接性を補剛環に求めるのは困難視され、沼原、大平等の発電所では分岐部は上部に設けられた。しかし、その後の研究により奥清津および奥吉野発電所では Fig. 1 のように分岐部を下部に設けることになった。

### 3. 分岐部補剛環

分岐部の構造には球分岐、Y分岐、殻分岐と3種類ある。Y分岐は古くから用いられている構造であるが、今日のようにペンストック自体が大型化した時点では、応力解析に難点があるためあまり適用されていない。殻分岐はドイツで提案され最近その改良型も報告されている<sup>2)</sup>が、現在のところあまり用いられていない。しかしながら、

この構造は今後適用されることが多くなると認められている。

今日最もポピュラーなのは球分岐で、奥清津および奥吉野発電所でもこの構造が用いられている。球分岐構造の一例を Fig. 1 に示した。球殻部および全体の剛性を保つため厚肉の補剛環からなっている。今回受注した奥清津の球分岐の組立状況を Photo. 1 に示した。

補剛環は球分岐および殻分岐の場合に用いられ鍛鋼品が採用されるが、球分岐の主管側に用いら



Photo. 1 Branch type of spherical structure of Okukiyotsu pumping-up power plant

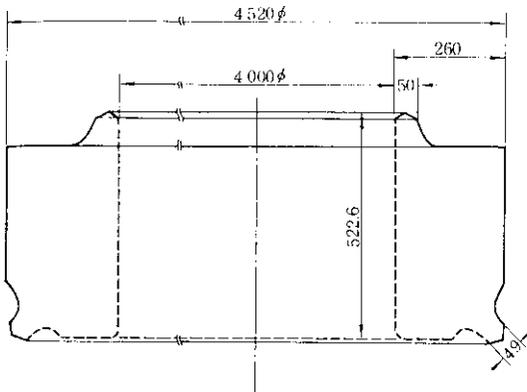


Fig. 2 Cross section of ring reinforcement of Okukiyotsu pumping-up power plant

れるものが一般にもっとも径や肉厚が大きい。補剛環は、使用中に管胴部と球殻部の変形のずれによって接合部に生ずる大きな局部的応力を緩和するためのもので、大きな剛性が必要とされる。したがって Fig. 2 に示したような大断面でしかも高い強度を有する鋼材が要求される。強度としては降伏点が設計最大応力の約2倍程度以上あることが要求される。

また靱性としては、溶接部では脆性破壊が発生しないよう、溶接部近傍では溶接部に発生した脆性破壊の伝播を阻止しうる性能が要求される。

一方、組立後は巨大すぎて運搬できないので、現場溶接によらざるをえないし、さらに高湿度のトンネル内で施工されることが多い。またこの溶

接作業は姿勢が複雑に変化するため一部手溶接になり、作業環境上高温の予熱も不可能である。したがって溶接割れが問題となり、割れ感受性の小さい鋼材が要求される。

今回の補剛環では静水圧および水撃圧などにより開先部では半径方向にも最大約 30kg/mm<sup>2</sup> 程度の応力が負荷される。また最低使用温度はその性格上 0°C である。

これらのことから奥清津の補剛環用鍛鋼には Table 2 に示した性能が要求された。開先部より本体部の性能が若干低目に設定されているのは、本体部では開先部に比べ負荷応力が小さくまた溶接箇所がないからである。

なお奥吉野の場合も同様の考え方がとられている。

Table 2 の要求性能は、当ペンストックに用いられる 80kg/mm<sup>2</sup> 級鋼板あるいは南港連絡橋に使用された 80kg/mm<sup>2</sup> 級鋼板の規格と比べて、溶接性能および強度はほぼ同じであるが、靱性は開先部ではやや厳しく中心部ではややゆるくなっている。

しかしこれらの鋼板の場合、肉厚はせいぜい 100mm 以下であるが、補剛環の場合は 250mm をこえるため、とくに中心部では大きな質量効果による材質劣化が予想される。したがってこれらの鋼板とほぼ同様の性能が要求されているとはいえ、従来にない厳しいものとなり、この要求性能を満足すべく種々検討を行った。

Table 2 Required properties for ring reinforcement of Okukiyotsu pumping-up power plant

Part	Position	Direction	Mechanical property					Weldability			
			Yield point (kg/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Absorbed energy (kg·m)	$vT_{RS}$ (°C)	Ambient atmosphere (°C) (%)	Pre-heat temp. for welding (°C)	$vE_0$ in weld bond (kg·m)	$vT_{RS}$ in weld bond (°C)
Hub	Center	C	68min.	78~93	16min.	3.6min. (-40°)	-40max.	30, 80	150max.	3.6min.	0 max.
Body	Surface	L	—	—	—	3.6min. (-20°C)	—				
		C	68min.	76~93	16min.	—	—				
	Center	L	—	—	—	4.8min. (-5°C)	—				
		C	68min.	76~93	16min.	—	—				

## 4. 化学組成

### 4.1 冷却速度と化学組成

補剛環用鍛鋼に要求される溶接性能を満足するためには炭素当量 (Ceq.) を低くおさえることが第1条件であり、従来の実績をもとに0.60%以下を目標とし、この範囲内で十分な強度と靱性が得られる成分を検討した。

一般に焼入性が高いほど強度は大であるが、靱性はマルテンサイトに若干のベイナイトが混在した場合に最も良好で、それより焼きがはいらない場合はもちろん、焼きがはいりすぎても劣化することが知られている。また靱性はオーステナイト粒度の影響も少なからずうけるのでこの点も考慮する必要がある。

補剛環各部の焼入組織を推定するために、Fig. 2 に示したのとほぼ同じ形状で肉厚が280, 360mmの試験材を製作し水冷したときの各部の冷却曲線を測定した。この冷却曲線を炭素当量が

0.58%の1% Ni 鋼の C.C.T. 図上にえがいて Fig. 3 に示した。図から明らかのようにこのような肉厚では焼きがはいりすぎという懸念は全くないことがわかった。したがって強度と靱性の向上にはオーステナイト粒を微細にし、しかも焼入性を高めることが必要となった。オーステナイト粒の微細化は重要な因子であるが、微量元素と熱処理条件により調整できるためここでは特に焼入性向上について検討した。

焼入性は化学成分できまる変態特性と肉厚、冷却条件により決定される冷却速度の相対的關係により判定されるが、冷却速度の増大には限界があるので、この点焼入硬化性を高める元素によらざるをえない。C, Mn, Cr, Mo の添加は炭素当量を大きく増加するため必然的に制限される。V は炭素当量への寄与は小さく強度を上昇させるが、靱性を劣化するため多量には添加できない。

この点 Ni および B は炭素当量への寄与がわずかであり焼入性を高め強度と靱性の向上に有効であるので利用することを検討した。

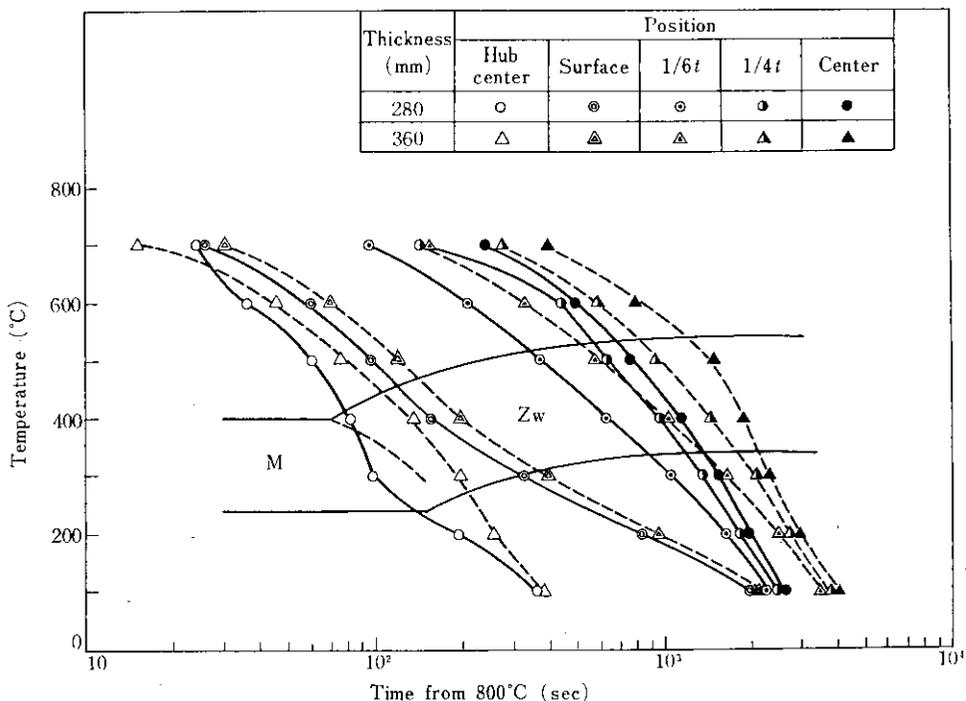


Fig. 3 Cooling curves at various positions of water dip quenched 280 and 360mm thick specimens

4.2 Ni 含有量の影響

高靱性を有する 80kg/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼にはほとんど Ni が添加されている。この Ni の効果を見るために、Ni 以外の成分は Table 3 に示した範囲内で一定とし、Ni を 1~2.5% に変化させた 50kg 鋼塊（高周波真空溶解炉溶製）を 20mm 厚

に鍛造し、肉厚 75, 150 および 300mm 中心相当の焼入れ、焼もどしを行ったときの引張強さ (T.S.) および破面遷移温度 ( $vT_{rs}$ ) を調べた。その結果を Fig. 4 に示す。

T.S. におよぼす Ni の効果は肉厚の大小によらずほぼ一定で、Ni が 1% 増加すると約 3~4 kg/mm<sup>2</sup> 上昇する。

一方  $vT_{rs}$  におよぼす Ni の効果は肉厚により変化する。すなわち、焼入冷却速度の大きい肉厚 75mm の場合には Ni 量によらず一定して低い  $vT_{rs}$  が得られ、肉厚が 300mm に増加すると  $vT_{rs}$  は約 70~130°C 上昇するが、Ni の増加につれて  $vT_{rs}$  の上昇量は小さくなる。特に肉厚 300mm の場合には Ni 1% の増加で  $vT_{rs}$  は約 30°C 低下する。

以上の効果を焼入性と強度および靱性の関係の概念図にまとめて Fig. 5 に示した。とくに焼入

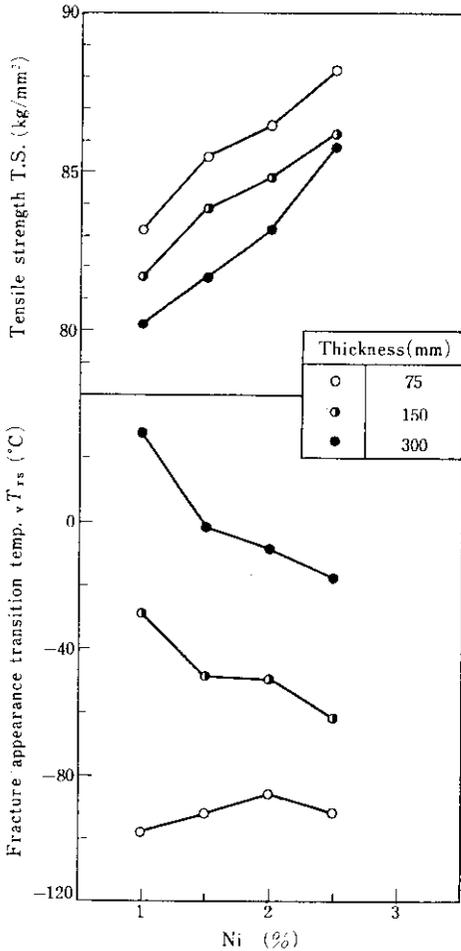


Fig. 4 Effects of nickel on mechanical properties in various thickness

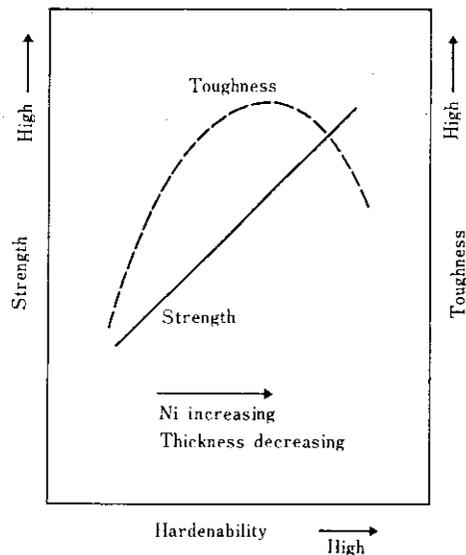


Fig. 5 Schematic curves showing the effect of nickel and thickness on strength and toughness through hardenability

Table 3 Desired chemical composition of HT-80 forgings

(wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	B	Ceq.*
0.10/0.14	0.20/0.40	0.80/1.10	≤0.015	≤0.015	1.30/1.70	0.40/0.70	0.20/0.50	≤0.10	0.0010/0.0020	≤0.60

\* Ceq. = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14

性が不足する厚肉材の場合には Ni の添加は強靱性の向上に有効である。

しかしながら Ni は高価であることおよび高温割れ感受性を増す<sup>3)</sup>ため、その添加量は必要最少限にすべきである。後述するように、鍛鋼品に独自の靱性向上処理を行うことにより約1.5%の Ni で Table 2 の要求性能を十分満足する鋼の製造が可能となった。

#### 4.3 Bの効果

Bは炭素当量を全く増加させることなく焼入性を向上するため欠かせない元素である。Bは焼入時にオーステナイト粒界に偏析しフェライトの核生成をおさえるため焼入性を向上するといわれている<sup>4)</sup>。オーステナイト粒界でのBの偏析量と焼入性の関係を概念的に Fig. 6 に示した。オース

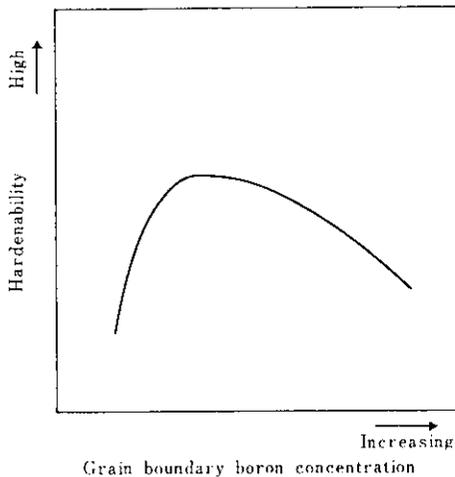


Fig. 6 Schematic curve showing the relation between hardenability and grain boundary boron concentration

テナイト粒界でのBの偏析量が不足した場合はもちろん、過剰の場合にはBの析出物を形成し焼入性は劣化する。したがって安定して高い焼入性を得るためには適量の酸可溶ボロン ( $B_{sol}$ ) を安定して含有させる必要がある。ところがBはB窒化物を形成しやすいため、適量の  $B_{sol}$  を得るための対策をとらねばならない。

それにはまずBの増加あるいはNの減少が考えられるが、いずれも適量の  $B_{sol}$  を安定して得る

ことが困難であり、また前者はB析出物による靱性劣化、後者はオーステナイト粒の粗大化による靱性劣化を招くため不適當である。

このため一般的にはBを必要最少量 (10~20 ppm) におさえN固定元素として Ti, Zr, Al 等を添加する方法がとられる。しかし Ti, Zr はBより窒化物形成傾向が強いので、Ti, Zr と結合した残りのNがBと反応することになり、B, N量の変動の影響を受けやすく安定して適量の  $B_{sol}$  を得るのが困難で焼入性も変動しやすい<sup>5)</sup>。

一方 Al を添加する方法では、Al はBより窒化物形成傾向が弱くBと結合したNの残りがAlと反応するため、 $B_{sol}$  の変動が少ないことが考えられる。したがって Al を有効に利用できる Al-B-N 系鋼を選んだ。

以上の検討結果による目標成分範囲を Table 3 に示す。

## 5. Al-B-N 系低合金鋼の靱性

### 5.1 酸可溶B量

まず焼入性を高めるために有効な  $B_{sol}$  量に影響をおよぼす因子について検討した。ここでは  $B_{sol}$  量について平衡計算<sup>6)</sup>を行った。この計算には次の2つの仮定を用いた。

- (1) AlN, BN の析出はかなり早期に平衡状態に達する。
- (2) Fe-Al-N 系, Fe-B-N 系で独立に求めた溶解度積

$$\log [Al] \cdot [N] = -7400/T + 1.95^{\circ}$$

$$\log [B] \cdot [N] = -13970/T + 5.24^{\circ}$$

がそのまま Fe-Al-B-N 系にも適用できる。

この場合  $B_{sol}$  量は加熱温度  $T$ ,  $Al_{sol}$ ,  $B_{total}$ ,  $N_{total}$  量により変化するが、その挙動は Fig. 7, 8 に示したとおりである。加熱温度の上昇,  $Al_{sol}$ ,  $B_{total}$  量の増加,  $N_{total}$  量の減少により  $B_{sol}$  量は増加するが、特に加熱温度,  $Al_{sol}$  量の影響が大きく,  $B_{total}$ ,  $N_{total}$  量の影響は小さいことが傾向的にわかる。

しかしながら、実際には  $B_{sol}$  量をこのような

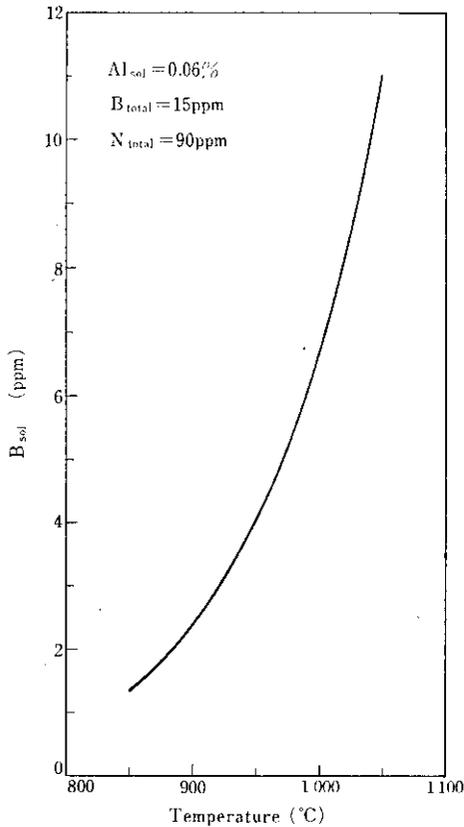


Fig. 7 Change of amount of calculated  $B_{sol}$  with temperature

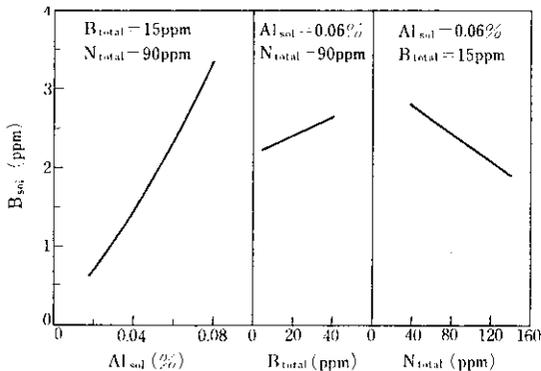


Fig. 8 Change of amount of calculated  $B_{sol}$  at 900°C with  $Al_{sol}$ ,  $B_{total}$  and  $N_{total}$  contents

これは  $B_{sol}$  量も同様に熱処理履歴により大きく変化することを示唆している。

実験室的に基本成分は 0.14% C, 0.24% Si, 1.0% Mn, 1.6% Ni, 0.6% Cr, 0.4% Mo, 0.05% V, 0.0016% B と一定にし,  $Al_{sol}$  量の異なる供試材を用い加熱温度を 900°C と一定にし, 保持時間  $t$  (hr) および繰返し加熱回数を変化させたときの最終加熱後の  $B_{sol}$  量を,  $Al_{sol}$  量と最終加熱保持時間の平方根との積  $Al_{sol} \times \sqrt{t}$  で整理すると Fig. 9 が得られた。 $Al_{sol}$  量, 保持時間, 加熱回数の増加はいずれも  $B_{sol}$  量を増加する傾向が認められている。したがって, 適量の  $B_{sol}$  を得るためにはこれらの因子を適当に調整する必要があるといえる。

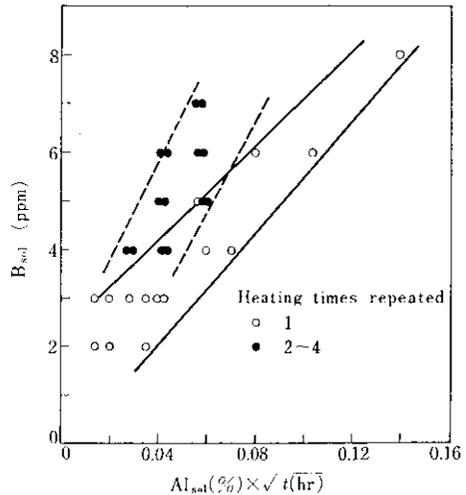


Fig. 9 Relation between  $B_{sol}$  and  $Al_{sol} \times \sqrt{t}$  in various heating times repeated

### 5.2 粒界 $B_{sol}$ 量 $r \times B_{sol}$ の導入

さて前述のように焼入性はオーステナイト粒界での  $B_{sol}$  量に依存するので, 焼入性の評価は正確にはこの量をもって行いべきであるが, これを定量するのは非常に困難であるため, 焼入時に分析された  $B_{sol}$  量を用いて以下の2つの仮定のもとで粒界  $B_{sol}$  量を表わすパラメーターを考案した。

- 1)  $B_{sol}$  はすべてオーステナイト粒界に存在する。

計算だけで求めることは問題がある。すなわち, 最近 Al-B-N 系鋼の焼入性が熱処理履歴により大きく変動するという報告が数多くみられる<sup>9)</sup> が,

- 2) オーステナイト粒はすべて同一サイズの球形(半径 $r$ )で粒界の厚さも一定( $t_G$ )である。

この仮定によると1つのオーステナイト粒の粒界面積： $s$ 、粒界体積： $v$ 、および単位体積内のオーステナイト粒の個数： $N$ 、粒界体積： $V$ 、は次式で表わされる。

$$s = 2\pi r^2$$

$$v = s \cdot t_G = 2\pi r^2 t_G$$

$$N = 3/4 \pi r^3$$

$$V = N \cdot v = 3 t_G / 2 r$$

したがって粒界  $B_{sol}$  量  $x$  は

$$x = B_{sol} / V = 2r \times B_{sol} / 3t_G$$

となり  $r \times B_{sol}$  に比例する。土生ら<sup>6)</sup>も同様な仮定により粒界  $B_{sol}$  量を求め、これが焼入性の変化をよく説明することを報告している

### 5.3 パラメーター $r \times B_{sol}$ と靱性

以上のようにパラメーター  $r \times B_{sol}$  を導入し、5.1 で用いた供試材について熱処理履歴をかえ、 $r \times B_{sol}$  を変化させて焼入性および靱性を調査した。

まず肉厚 300mm 中心相当の焼入れを行ったときの焼入硬さと  $r (\mu) \times B_{sol}$  (ppm) の関係を Fig. 10 に示した。熱処理履歴を種々変化させたにもかかわらず両者の関係は1つのバンドでよく表わされ、 $r \times B_{sol}$  が 60~70 の場合に焼入硬さは最高となり、それ以下では急激にそれ以上では徐

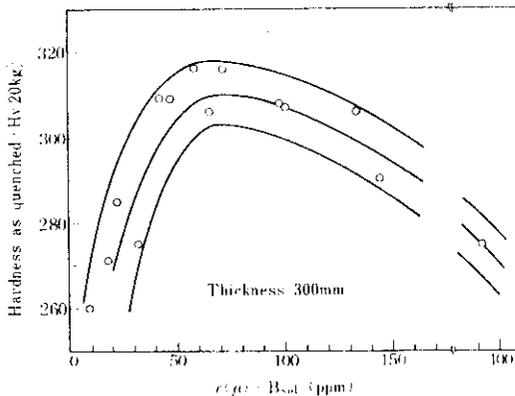
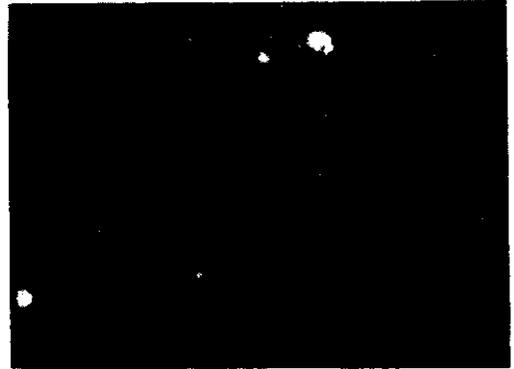
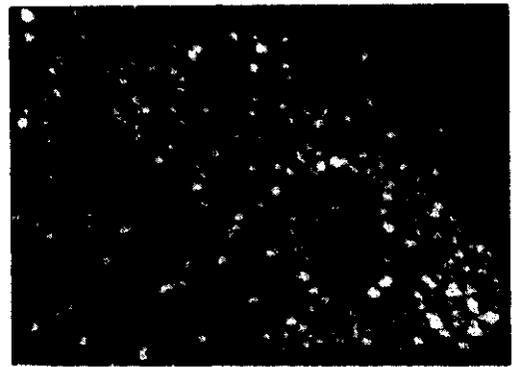


Fig. 10 Relation between hardness as quenched and  $r \times B_{sol}$



$r \times B_{sol} = 98$



$r \times B_{sol} = 391$

50  $\mu$

Photo. 2 Distribution of boron in the quenched specimens by IMA

々に低下するのがわかる。なお  $r \times B_{sol}$  が 98 および 391 の場合の B の分布をイオンマイクロアナライザーで検出した結果を Photo. 2 に示したが、 $r \times B_{sol}$  が 391 の場合は粒界に B 析出物が多く存在し、このため焼入性が低下したものである。

このように最適な  $r \times B_{sol}$  を得るために必要な  $B_{sol}$  量は当然のことながらオーステナイト粒度により変化する。Fig. 10 にもとずきこの傾向を示したのが Fig. 11 であるが、オーステナイト粒が微細となるほど最適  $B_{sol}$  量が増加するとともにその範囲は広くなる。したがって  $B_{sol}$  量の変動を考慮するとオーステナイト粒が微細なほど安定して高い焼入性が得られやすいことがわかる。

つぎにオーステナイト粒度および  $B_{sol}$  量を独立に変化させ、 $r \times B_{sol}$  が等しい状態(同一焼入

性)を得た場合の靱性について検討する。一般にオーステナイト粒度番号が1番増加すると $vT_{rs}$ は約15°C低下し、 $B_{sol}$ が1ppm増加すると $vT_{rs}$ は約6°C上昇する<sup>10)</sup>といわれている。 $r \times B_{sol}$ が60となる場合の $B_{sol}$ 量および上記の値を用いて計算した $vT_{rs}$ の変化量をオーステナイト粒度に対して示したのがFig. 12である。靱性の点からもオーステナイト粒の微細化は非常に望ましい対策といえる。

このような検討をもとに Fig. 10 と同一の熱

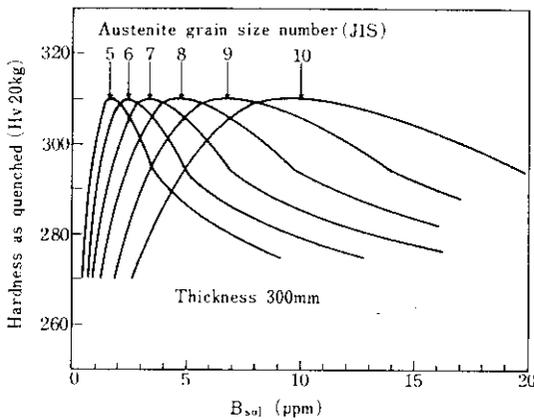


Fig. 11 Relation between hardness as quenched and  $B_{sol}$  in various austenite grain size number

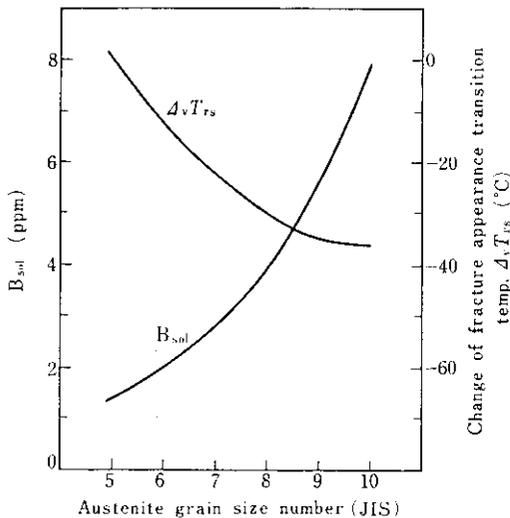


Fig. 12 Change of  $B_{sol}$  ( $r \times B_{sol} = 60$ ) and  $\Delta vT_{rs}$  with austenite grain size number

処理を行い、焼もどした後の $vT_{rs}$ を $r \times B_{sol}$ に対して示したのが Fig. 13 であるが、 $vT_{rs}$ も焼入硬さと同様 $r \times B_{sol}$ が60~70の場合に最も低い値を示す。しかしバラツキはかなり大きく、これは上記のように等しい $r \times B_{sol}$ の状態を得る方法の差によるものである。

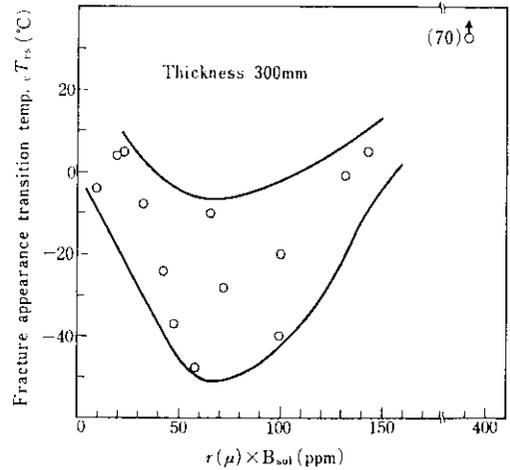


Fig. 13 Relation between fracture appearance transition temp. and  $r \times B_{sol}$

このような靱性に対する最適の状態は微量元素および熱処理履歴の調整により再現性をもって得ることが可能であり、この条件を確認したうえで以下補剛環の製造にあたったものである。

## 6. 実体の性能および溶接性

### 6.1 製造概要

以上の検討結果にもとずき、奥清津および奥吉野揚水発電所用の補剛環用鍛鋼材として実体相当の試作を行ったので、その製造実績の概要を以下にまとめた。

素材の溶製にあたっては、転炉出鋼後当社独特の100t取鍋精錬炉(ASEA-SKF方式)を用いて脱ガス処理したのち、主として40tおよび50t鋼塊を製作した。奥清津および奥吉野用として肉厚がそれぞれ280, 360mmの角断面に鍛造し、焼鈍、溶接開先加工のあと前述の検討により決定した低温繰返し焼入れ、焼もどしを行った。

## 6-2 化学成分と機械的性質

試作鋼の化学成分、溶接硬化性を示す炭素当量および溶接割れ感受性指数 ( $P_{CM}$ ) を Table 4 に示した。

炭素当量はいずれも0.56~0.58%と目標どおりであり、また比較的低い  $P_{CM}$  値が得られ良好な溶接性が期待された。

開先、本体各部の引張りおよび衝撃試験結果を Table 5 に示す。いずれの鋼材も開先部、表面、

Table 4 Chemical compositions of HT-80 forgings

(wt%)

Heat	Thickness (mm)	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	Ceq	$P_{CM}$ *
A	280	0.12	0.34	1.02	0.009	0.005	0.03	1.56	0.59	0.42	0.051	0.0019	0.570	0.282
B	280	0.12	0.32	1.04	0.009	0.008	0.02	1.69	0.59	0.49	0.048	0.0015	0.579	0.286
C	360	0.13	0.36	0.91	0.007	0.006	0.03	1.53	0.59	0.40	0.040	0.0016	0.556	0.279

$$* P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + Cu/20 + 5B$$

Table 5 Mechanical properties of HT-80 forgings

Heat	Part	Thickness t(mm)	Position	Direction	Tension test				Impact test				
					Y. P. (kg/mm <sup>2</sup> )	T. S. (kg/mm <sup>2</sup> )	El. (%)	R. A. (%)	$vE_0$ (kg·m)	$vE_{40}$ (kg·m)	$vT_{RS}$ (°C)	$vT_{RE}$ (°C)	
A	Hub	50	Center	L	77.1	82.3	25	67	25.1	24.3	-90	-92	
				C	77.7	82.9	26	65	16.3	9.9	-60	-58	
	Body	280	Surface (15mm)	L	78.2	83.1	25	72	20.7	20.7	-85	-90	
				C	78.7	83.1	21	54	12.7	7.4	-45	-47	
			1/6t	L	75.1	80.8	21	56	21.2	7.0	-40	-43	
				C	74.9	80.6	17	39	6.8	3.6	-5	-2	
			1/4t	L	74.6	80.6	23	61	20.0	10.2	-35	-40	
				C	74.5	80.0	17	42	6.0	3.7	0	-1	
			Center	L	74.7	80.6	22	52	18.3	11.3	-36	-32	
				C	76.1	82.1	17	39	6.0	4.0	-9	-11	
B	Hub	50	Center	L	78.1	80.1	26	66	24.1	22.1	-101	-106	
				C	77.8	79.9	27	65	17.0	12.6	-65	-62	
	Body	280	Surface (15mm)	L	76.9	80.2	21	68	22.1	18.8	-80	-81	
				C	77.1	79.8	22	62	19.8	13.0	-48	-50	
			1/6t	L	76.3	80.1	24	58	8.4	5.4	-30	-32	
				C	75.9	78.8	19	40	6.2	3.2	-1	-3	
			1/4t	L	73.8	79.8	22	60	12.3	8.2	-32	-43	
				C	74.6	79.6	18	39	5.9	4.1	-3	-8	
			Center	L	76.9	80.2	20	58	8.3	6.9	-22	-25	
				C	75.8	79.3	19	39	7.1	3.8	-5	-2	
C	Hub	88	1/4t	L	75.1	81.6	24	72	23.8	23.6	-104	-106	
				C	76.0	82.4	22	62	15.5	13.7	-71	-73	
			Center	L	76.1	81.9	25	73	24.1	23.2	-103	-107	
				C	76.8	82.7	23	62	14.3	14.9	-69	-68	
	Body	360	Surface (15mm)	L	72.5	81.0	25	69	18.1	15.7	-53	-58	
					C	73.7	81.6	23	52	7.1	5.2	-26	-21
				1/6t	L	71.4	79.5	21	55	21.7	3.9	-9	-11
					C	71.4	79.3	17	41	4.2	3.1	19	19
				Z	—	—	—	—	2.8	1.8	38	—	
					—	—	—	—	—	—	—	—	
			1/4t	L	72.1	80.2	19	48	14.5	5.0	-8	-9	
				C	71.1	80.0	16	44	3.8	2.6	26	21	
				Center	L	68.6	78.3	20	49	16.3	2.9	-9	-17
					C	68.1	78.4	16	37	4.6	2.2	33	26
				Z	68.7	78.1	15	32	2.0	1.1	44	—	
					—	—	—	—	—	—	—	—	
Plate	88	1/4t	L	78.1	83.9	24	74	25.8	25.6	-98	-94		
			C	76.7	82.7	23	64	15.7	15.6	-78	-76		
		Center	L	76.4	83.7	24	72	25.1	24.9	-83	-87		
			C	75.1	82.7	20	60	16.0	16.0	-72	-59		

中心部ともに要求性能の T. S. 78kg/mm<sup>2</sup> 以上, Y. P. 68kg/mm<sup>2</sup> 以上を十分満足している。また中心部の T. S. の低下は約 5kg/mm<sup>2</sup> 以内であり懸念された質量効果は小さい。

一方衝撃特性は要求性能である開先部 C 方向で  $\sqrt{E_{-40}}$  が 3.6kg·m 以上,  $\sqrt{T_{rs}}$  が -40°C 以下をいずれの鋼材も十分満足した。また良好な靱性が必要とされる中心部 L 方向においても -9°C (試作鋼 C), -22°C (試作鋼 B), -36°C (試作鋼 A) と低い  $\sqrt{T_{rs}}$  が得られ, 本鋼の優秀性を示している。

各鋼材内部の Y. P.,  $\sqrt{T_{rs}}$  を焼入冷却時間についてまとめて Fig. 14 に示したが, 安定して良好

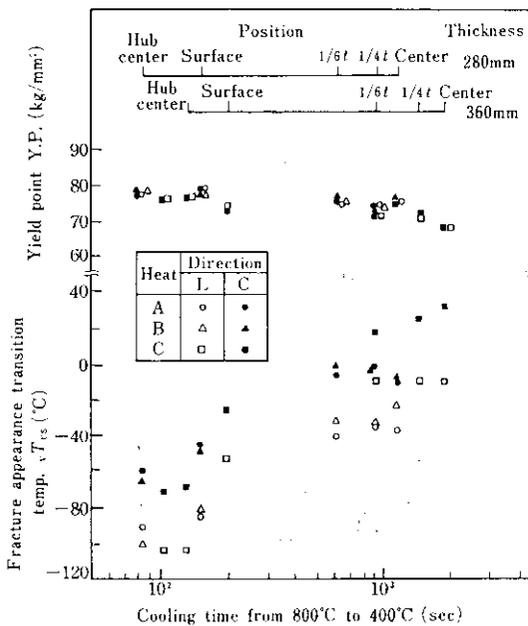


Fig. 14 Change of mechanical properties of HT-80 forgings with cooling time

な強度と靱性が得られていることがわかる。

### 6.3 開先部の S. R. 特性

試作鋼 C の開先部を 580°C に 6hr 加熱し 20°C/hr で冷却する S. R. 処理を行ったときの機械的性質の変化を Table 6 に示した。S. R. 処理により約 10°C  $\sqrt{T_{rs}}$  が上昇したが, 比較的脆化は小さい。

### 6.4 溶接性

#### 6.4.1 継手性能試験

試作鋼 C の開先部を用い Table 7 に示す条件

Table 7 Welding condition for testing of weld joints

Welding method	Manual welding	Manual welding
Welding material	KS-116	EK-8
Wire dia.	4.0mm	5.0mm
Welding current	175A	230A
Arc voltage	22V	23V
Welding speed	15cm/min	12cm/min
Heat input	15 400J/cm	26 500J/cm
Shape of groove		
Number of pass	35-38	35-38
Pre-heat condition	400°C, 1hr	400°C, 1hr
Interlayer temp.	150°C	150°C
Post-heat condition	200°C, 2hr	200°C, 2hr

Table 6 Change of tensile and impact properties with stress relief treatment

Condition	Part	Position	Direction	Tension test				Impact test		
				Y. P. (kg/mm <sup>2</sup> )	T. S. (kg/mm <sup>2</sup> )	El. (%)	R. A. (%)	$\sqrt{E_{-80}}$ (kg·m)	$\sqrt{E_{-40}}$ (kg·m)	$\sqrt{T_{rs}}$ (°C)
As quenched and tempered	Hub	1/4t	L	75.8	82.0	24	74	24.2	25.6	-110
			C	76.4	82.6	23	64	6.8	15.6	-82
After S. R. treatment	Hub	1/4t	L	75.9	82.2	25	72	22.5	24.5	-100
			C	75.8	82.1	24	66	5.2	15.5	-73

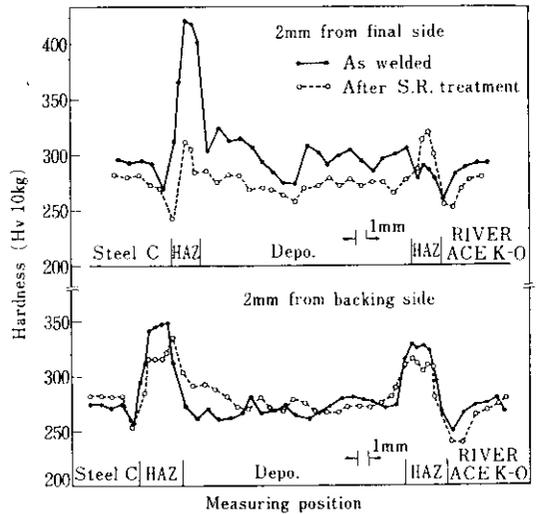
で溶接し、衝撃試験（C方向）、硬さ試験および継手引張試験を行った結果を **Table 8** および **Fig. 15** に示した。

溶接のままである開先条件が厳しいにもかかわらず  $\sqrt{E_0}$  が得られ、かつ  $vT_{rs}$  は  $0^\circ\text{C}$  以下となり良好な靱性を示した。なお  $600^\circ\text{C}$  に 2.5hr 加熱し  $100^\circ\text{C/hr}$  で冷却する S. R. 処理後の衝撃特性も同時に **Table 8** に示したが、S. R. 処理によりやや衝撃値が低下した。

なお S. R. 処理による継手引張強度および硬さの変化はほとんど認められなかった。

**6.4.2 テーパー硬さ試験**

試作鋼Cのテーパー硬さ試験（JIS-Z3115）の結果を **Fig. 16** に示した。JIS の最高硬さ試験相



**Fig. 15** Hardness distribution in the welds

**Table 8** Change of the impact properties of weld joint with stress relief treatment

Heat input (J/cm)	Condition	Impact test			
		Bond		HAZ	
		$\sqrt{E_0}$ (kg·m)	$\sqrt{E_{-40}}$ (kg·m)	$\sqrt{E_0}$ (kg·m)	$\sqrt{E_{-40}}$ (kg·m)
15 400	As welded	8.7(15)	4.3(78)	10.6(18)	7.3(60)
	After S.R. treatment	4.8(60)	1.5(72)	5.3(42)	5.9(23)
26 500	As welded	6.0(42)	3.8(77)	8.9 (0)	7.8(30)

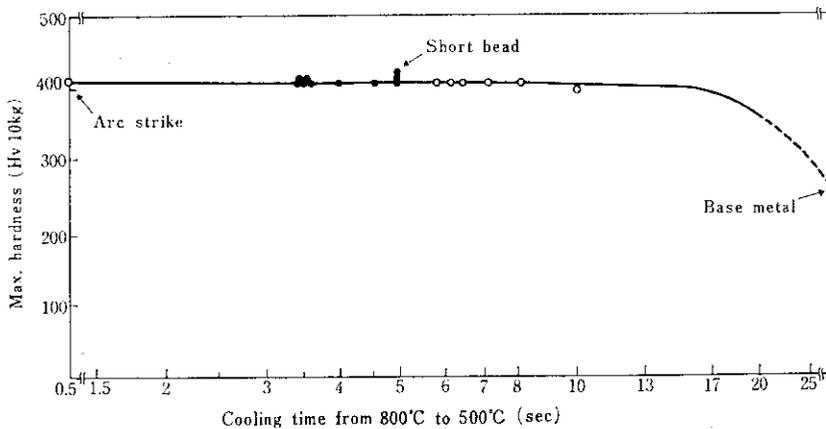
( ) Crystallinity (%)

当の冷却速度における硬さは 410Hv でアークストライクにおいてもほとんど変らなかつた。

**6.4.3 斜め Y 型割れ試験**

試作鋼Cの斜め Y 型割れ試験（JIS-Z3158）の結果を **Table 9** に示した。使用溶接棒は KS-116 (4mmφ) で  $400^\circ\text{C}$ 、1 hr 乾燥のあと、 $30^\circ\text{C}$ 、湿度 80%、水蒸気分圧 25.5Torr の雰囲気中で溶接した。

$100^\circ\text{C}$  以下の予熱温度で十分割れを阻止でき、当社製 HT-80 鋼板 RIVER ACE K-O 鋼と比較してもほぼ同等の良好な割れ感受性を示した。



**Fig. 16** Taper hardness of steel C

Table 9 Results of oblique Y groove restraint cracking test

Condition of electrode	Ambient atmosphere	Pre-heat temp. (°C)	Surface cracking ratio (%)		Root cracking ratio (%)		Minimum pre-heat temp.
As dry	30°C, 80%	50	0	—	34	—	75°C
		75	0	0	0	0	
		100	0	0	0	0	
		125	0	0	0	0	
		150	0	0	0	0	
After 1 hr	30°C, 80%	50	0	—	0	—	100°C
		75	0	0	39	0	
		100	0	0	0	0	
		125	0	0	0	0	
		150	0	0	0	0	

Table 10 Welding condition for testing of weld joints

Heat input (J/cm)	Shape of groove	Welding materials	Welding condition	Interlayer temp.
38 400	レ type	KW-103B(4φ) KB-80C	600A, 32V, 30cm/min	150°C
47 500	レ type	〃	600A, 33V, 25cm/min	150°C

#### 6・4・4 溶接入熱量の影響

試作鋼Cを用いてさらに入熱量が増大した場合の溶接部の靱性の変化を確認するために、Table 10 に示す条件でサブマージアーク溶接を行った。Table 8 の結果とあわせて Fig. 17 に示す。ボンド部の  $\sqrt{E_0}$  は溶接入熱量 47 500J/cm でも 5.3 kg・m と良好な値を示した。

## 7. 結 言

揚水発電所補剛環用 80kg/mm<sup>2</sup> 級厚肉鍛鋼の製造に際し種々検討を行い、360mm におよぶ厚肉材に対して、約1.5%のNi を含み炭素当量 0.60%以下で、衝撃靱性、溶接性ともに安定して良好な特性を有する鋼材を開発し、すでに奥清津発電所用補剛環として納入した。なお製品における確性試験でも試作試験結果をうらづける値が得られた。

本開発鋼は構造物の大型化にともない、要求さ

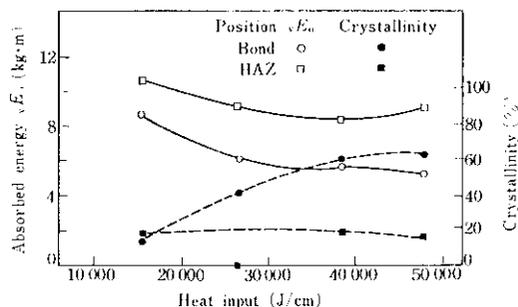


Fig. 17 Relation between heat input and absorbed energy or crystallinity of steel C

れる安価で良好な靱性を有する厚肉高張力溶接構造用鋼として広く適用されるものと確信する。

おわりに本鋼の開発にあたり終始有益なご指導をいただいた、東京大学奥村教授、東京都立大学堀川助教授ならびにご協力いただいた川崎重工業株野田工場大庭工場長および関係各位に厚くお礼申し上げます。また溶接試験を担当された当社技術研究所溶接研究室坪井室長および坪井主任研究員に深く感謝いたします。

## 参 考 文 献

- 1) 谷内：揚水発電所建設における新技術の開発と今後の揚水発電計画の具体策，(1973)，日本技術経済センター
- 2) 今西，光岡，高橋，谷島：三菱重工技報，**11** (1974)，390
- 3) 木原，松田：Longitudinal VARESTRAINT 試験法による HY-type 高張力鋼の高温割れ感受性の検討，溶接冶金第53回資料
- 4) C. R. Simcoe, A. R. Elsea and G. K. Manning : J. Metals, **203** (1955), 193
- 5) B. M. Kapadia, R. M. Brown and W. J. Murphy : Trans. AIME, **242** (1968), 1689
- 6) 土生，宮田，関野，合田：鉄と鋼，**60** (1974)，1470
- 7) L. S. Darken, R. P. Smith and E. W. Filer : J. Metals., **3** (1951), 1174
- 8) R. W. Fountain and J. Chipmann : Trans. AIME, **224** (1962), 599
- 9) たとえば上生，宮田，関野：鉄と鋼，**59** (1973)，S214
- 10) 邦武，渡辺，杉沢：鉄と鋼，**59** (1973)，S565

