

川崎製鉄技報

KAWASAKI STEEL GIHO

Vol.10 (1978) No.1

熱交換器チャンネル用 9%Cr-1%Mo 鍛鋼の製造

Manufacture of a 9%Cr-1%Mo Steel Forging for the Channel of Heat Exchanger

戸部 俊一(Toshikazu Tobe) 狩野 俊之(Toshiyuki Kano) 佐藤 新吾(Shingo Sato)

要旨：

化学工場や石油精製工場などの分野で使われる圧力容器は大型化し、またその使用条件も厳しくなる傾向にあるため、厚肉の高 Cr-Mo 鋼に対する要求が高まっている。当社ではこのたび外径約 1 600mm、内径約 1 100mm の熱交換器のチャンネル用 9%Cr-1%Mo 鍛鋼を製造した。本鋼の場合、母材の高い引張強さと低い溶接最高硬さを実現できる適正な溶接後熱処理条件が非常に狭い範囲に限定される。この適正条件範囲の拡大には C 含有量の増加および焼入加熱温度の上昇が有効である。これらの対策は衝撃特性の面から制限を受けるもののかなりの実効があり、上記製品の機械的性質や溶接部の軟化特性は規格を十分満たすものであった。

Synopsis：

Along with an increasing trend toward larger pressure vessels for chemical and petroleum refining industries, higher grade and greater thickness are required of Cr-Mo steel. A steel forging as seen in the title has been manufactured at Mizushima Works with the outer and inner diameters of about 1.6 and 1.1m, respectively. Main problem overcome was an extremely narrow range allowed for the postweld treatment condition in realizing higher tensile strength of base metal and lower maximum hardness of weld metal. Both an increase of C content and the quenching from a higher temperature are effective for the expansion of the range. While these steps must be limited from the viewpoint of impact properties, these measures are found efficient enough for the above steel forging to satisfy the standard for mechanical properties and weldability.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

熱交換器チャンネル用 9%Cr-1%Mo 鍛鋼の製造

Manufacture of a 9%Cr-1%Mo Steel Forging for the Channel of Heat Exchanger

戸 部 俊 一*

Toshikazu Tobe

狩 野 俊 之**

Toshiyuki Kano

佐 藤 新 吾***

Shingo Sato

Synopsis:

Along with an increasing trend toward larger pressure vessels for chemical and petroleum refining industries, higher grade and greater thickness are required of Cr-Mo steel. A steel forging as seen in the title has been manufactured at Mizushima Works with the outer and inner diameters of about 1.6 and 1.1m, respectively. Main problem overcome was an extremely narrow range allowed for the postweld treatment condition in realizing higher tensile strength of base metal and lower maximum hardness of weld metal. Both an increase of C content and the quenching from a higher temperature are effective for the expansion of the range. While these steps must be limited from the viewpoint of impact properties, these measures are found efficient enough for the above steel forging to satisfy the standard for mechanical properties and weldability.

1. 緒 言

近年、化学工業や石油精製工業などの分野で使われる压力容器はますます大型化し、またその使用条件は厳しくなる傾向にある。このような状況に対応して厚肉の高 Cr-Mo 鋼に対する要求が高まってきている。

当社では、このたび熱交換器のチャンネル用として外径約 1600mm、内径約 1100mm の 9%Cr-1%Mo 鍛鋼を受注し、種々の検討にもとづき製造した結果、すぐれた特性を有する鍛鋼品を納入す

ることができた。

本報では、製造条件に関する検討結果と実体の製造経過およびその品質について報告する。

2. 9%Cr-1%Mo 鍛鋼に要求される特性

9%Cr-1%Mo 鍛鋼は ASME SA182 Grade F9 として規定されている。この規格によれば、機械的性質に関するものとしては母材の引張特性および硬さ特性のみである。しかし通常は用途に応じて他の特性、たとえば母材の高温強度、衝撃特性、耐焼もどし脆性および溶接部の軟化特性な

* 水島製鉄所鑄鍛管理部鍛鋼管理課

*** 技術研究所水島研究室主任研究員

〔昭和52年11月9日原稿受付〕

** 水島製鉄所鑄鍛管理部鍛鋼管理課課長

ども重要視される。したがって、これらの特性にすぐれた鋼材の製造条件を確立しておく必要がある。

高温強度は使用上重要な特性であるが、後述するように常温強度と強い相関があるので、常温強度の上昇方策がそのまま高温強度の上昇につながる。また使用温度が焼もどし脆化域にあたるため耐焼もどし脆性も問題となることが多く、初期の衝撃特性が良好なことおよび焼もどし脆化感受性が小さいことが必要である。さらに溶接部は応力腐食割れや水素割れが最も発生しやすい場所であり、硬さが高いと割れ感受性が増すので溶接部を十分軟化させることも必要である。

以上の諸点を考慮して今回製造したチャンネル材では、常温強度、衝撃特性および溶接最高硬さに着目し、さらにオーステナイト結晶粒度と非金属介在物量の規制も加味して、Table 1 に示す成分範囲と Table 2 に示す目標規格を設定した。

3. 製造条件についての基本的な考え方

機械的性質は主に化学成分と焼入れ以後の熱履歴、すなわち焼入れ、焼もどし、溶接および溶接後熱処理 (PWHT) によって決定される。本章ではこれらについて実験室的に検討した。

これらの熱履歴のうち焼もどしあるいは PWHT 条件を数値的に表現するために通常は次式で求められる焼もどしパラメーター P_T が用いられる。

$$P_T = T (20 + \log t) \times 10^{-3}$$

ここで T は温度 ($^{\circ}\text{K}$)、 t は時間 (h) である。

ところで、溶接最高硬さ $H_{\max}$ を十分低下させるためにはできるだけ高温、長時間の PWHT を行うことが望ましいが、これは母材の強度も同時に低下させる。焼もどしのためおよび後述の理由により母材の硬さは常に $H_{\max}$ より低いので、 $H_{\max}$ の上限値と母材強度の下限値を同時に満足できる焼もどしおよび PWHT 条件は、ある範囲に限定される。

一例として 0.06%C を含む 9%Cr-1%Mo 鋼について、上述の P_T に対する $H_{\max}$ 、母材の 0.2% 耐力 Y.S., 引張強さ T.S., 0°C での吸収エネルギー vE_0 および破面遷移温度 $vTrs$ の関係を Fig. 1 に示す。 $H_{\max}$ は JIS Z 3101 の溶接熱影響部の最

Table 1 Target range of chemical composition of 9%Cr-1%Mo steel forging

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Si+Mn	$\bar{X}^*$
0.15max.	0.50~1.00	0.30~0.60	0.015max.	0.015max.	0.20max.	0.20max.	8.0~10.0	0.90~1.10	1.20max.	23max.

$$* \bar{X} = (10P + 5Sb + 4Sn + As) \times 10^2$$

Table 2 Tentative specification for the channel

Mechanical properties	T.S. (kg/mm ²)	Y.S. (kg/mm ²)	El.(%)	R.A.(%)	H_B	vE_0 (kg·m)	$vTr_{40} + 1.5\Delta vTr_{40}^*$ ($^{\circ}\text{C}$)	$H_{\max}$
	59.8min.	38.7min.	20min.	40min.	223max.	5.6min.	38max.	$H_B 225\text{max.}$
Optical properties	Austenite grain size (ASTM No.)				Cleanliness **			
	Finer than 5				0.10max.			

Tension test specimen: ASTM A370 Fig. 6 specimen 1, tangential

Impact test specimen: ASTM A370 Fig. 11 type A, tangential

* vTr_{40} : 40ft-lb transition temperature

ΔvTr_{40} : Increment of vTr_{40} by embrittling (step cooling as shown in Fig. 8)

** JIS G 0555, $d_{60 \times 400}$ (%)

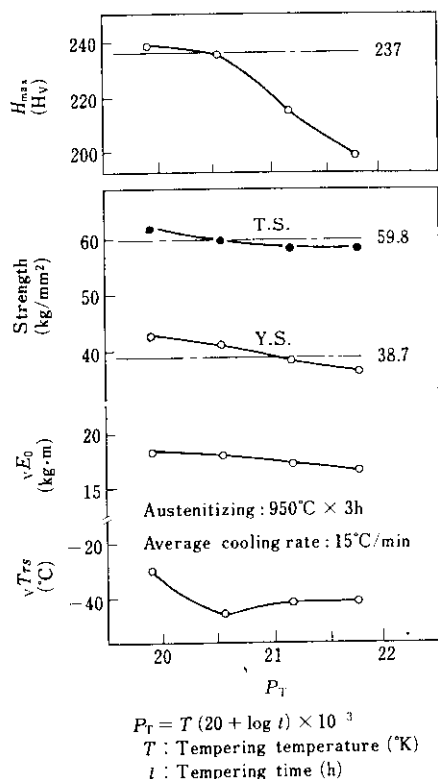


Fig. 1 Variation of mechanical properties with tempering parameter, P_T , in 0.06%C-9%Cr-1%Mo steel

高硬さ試験方法に準じて PWHT 後に測定した。また母材は $950^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ のオーステナイト (γ) 化処理後、 $800^{\circ}\text{C} \sim 400^{\circ}\text{C}$ 間の平均冷却速度が $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の焼入れを行い、PWHT もかねた焼もどしのみを施した。母材の諸特性に対する P_T は焼もどし条件を換算したもの、 $H_{\max}$ に対する P_T は PWHT 条件を換算したものである。以下本章における $H_{\max}$ の測定方法および P_T の意味はこのように統一する。Fig. 1 において Table 2 に示した目標値を満足できる P_T の範囲は、 $H_{\max}$ に対して 20.4 以上、Y.S. に対して 21.1 以下、T.S. に対して 20.5 以下および vE_0 に対しては全範囲であって、これら全部を満足するための PWHT 条件は P_T で 20.4 $\sim$ 20.5 となり、実用上コントロール不可能な狭い範囲に限定される。

したがって、 $H_{\max}$ と母材の強度の両者を満足するための PWHT 条件の範囲を広げることが重要となる。そのためには以下の三つの方針が考えられる。

- (1) $H_{\max}$ のみを低下させる。
- (2) $H_{\max}$ と母材の強度の両者に影響を及ぼす因子を適正にコントロールする。
- (3) 母材の強度のみを増加させる。

前述の熱履歴を考慮すると、(1)は溶接条件、(2)は成分系、(3)は焼入条件の改善をそれぞれ示唆している。以下これらの改善策について、衝撃特性に及ぼす影響もあわせて検討した。

3.1 予熱の効果

前述の方針に対応するものとして、母材の強度および衝撃特性にほとんど影響を及ぼさない溶接前の予熱の $H_{\max}$ に対する効果を 0.12% の C を含む 9%Cr-1%Mo 鋼を用いて調査した。その結果を Fig. 2 に示すが、 $H_{\max}$ は予熱温度が 350°C 以下の範囲ではほとんど低下しない。すなわち本鋼のように焼入性の高い鋼に対しては予熱によって溶接後の冷却速度を若干減少しても溶接部の軟化はほとんど生じない。

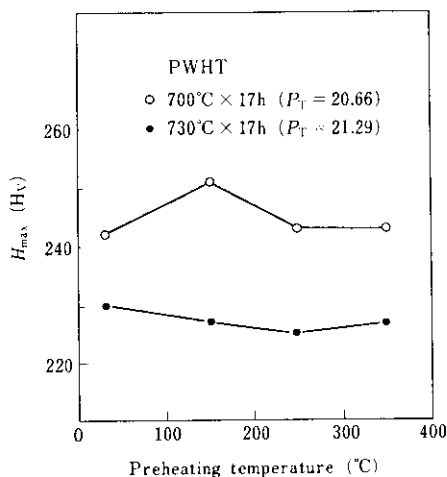


Fig. 2 Variation of maximum hardness by JIS Z 3101 with preheating temperature in 0.12%C-9%Cr-1%Mo steel

3.2 C 含有量の影響

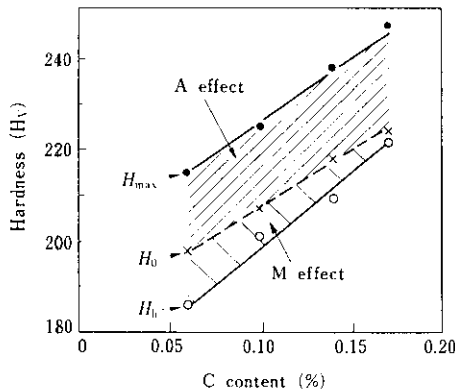
Table 1 で比較的広範囲に変化させる余地のある C について、 $H_{\max}$ 、母材の強度および衝撃特性に及ぼす影響を調査した。母材の焼入条件は

Fig. 1 の場合と同じである。

$P_T = 21.18$ ($750^\circ\text{C} \times 5\text{h}$) の条件下での母材の硬さ H_b と $H_{\max}$ に及ぼす C 含有量の影響を Fig. 3 に示す。また Fig. 3 には、母材と同条件の γ 化処理後、溶接部相当の急冷を行った試片の焼もどし ($P_T = 21.18$) 後の硬さ H_0 も併記した。 $H_{\max}$ および H_0 を測定した試片の顕微鏡組織はいずれもマルテンサイトであるのに対し、母材の組織は 0.06% の C を含む鋼のマルテンサイトとフェライトの混合組織から、0.17% の C を含む鋼のマルテンサイトまで変化している。

C 含有量と P_T を一定とすると $H_{\max}$ は常に H_b より高い。これは前述の母材の硬さが $H_{\max}$ より低いことに関連した基本的な現象である。

さて $H_{\max}$ と H_b の差は、 $H_{\max} - H_0$ に対応する溶接熱影響による γ 化効果と母材の γ 化処理との差に起因するもの (A 効果) と、 $H_0 - H_b$ に対応する冷却速度の差による組織差に起因するもの (M 効果) に分離できる。C 含有量が増加すると $H_{\max}$ および H_b いずれも増加するが、 H_b の増加が大きい。これは主に M 効果の減少、すなわち C の焼入性向上効果によるものであり、この傾向は低



H_b : Hardness of base material quenched by the same condition as in Fig. 1 and tempered
 H_0 : Hardness of martensite rapidly quenched from the same austenitizing condition as in the base material and tempered

Fig. 3 Variation of maximum hardness by JIS Z 3101 ($H_{\max}$), H_b and H_0 with C content in 9%Cr-1%Mo steel.

Tempering condition for H_b and H_0 is 750°C for 5h ($P_T = 21.18$), equal to PWHT condition for $H_{\max}$

P_T 域ではさらに著しくなる。

したがって、C 含有量が増加した場合、一定の $H_{\max}$ を得るためには高温、長時間の PWHT が必要となるが、Fig. 4 に示すようにその場合 T.S. が増加する。すなわちこれは前述 (2) の方針に対応する。

しかし Fig. 3 の母材と同条件で焼入れされた場合、Fig. 5 に示すように衝撃特性は主に C 含有量

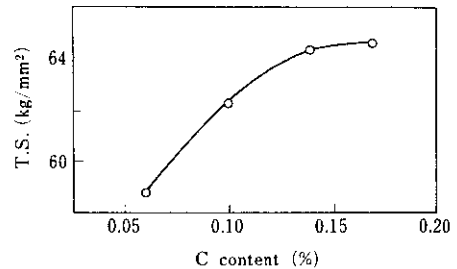


Fig. 4 Influence of C on tensile strength of base material of 9%Cr-1%Mo steel when maximum hardness by JIS Z 3101 is 230 (H_v).
 Quenching condition of the base material is the same as in Fig. 1

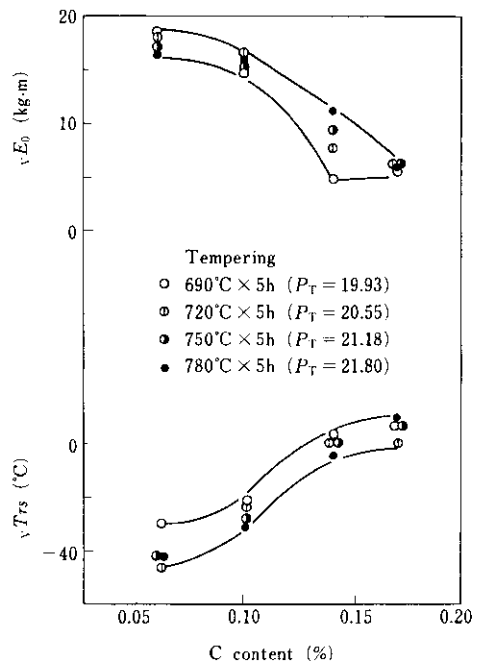


Fig. 5 Influence of C on impact properties in 9%Cr-1%Mo steel.

Quenching condition is the same as in Fig. 1

に依存し、C含有量の増加とともに劣化するので、最適C量はこれらの特性のバランスから慎重に決定されなければならない。

3.3 焼入れ加熱条件

一般に γ 化温度 T_γ (°K)を上げると焼入性が向上することはよく知られている。この効果は $H_{\max}$ にはほとんど影響せず、母材の強度を増加させるので前述(3)の方針に対応し有効である。

さらに T_γ の上昇は焼もどし軟化抵抗をも高める。0.12%のCを含む9%Cr-1%Mo鋼の T_γ を変え、急冷して得たマルテンサイトの硬さをFig. 6に示す。焼入れのままおよび $P_T \leq 16$ の領域では T_γ の影響は認められないが、実用焼もどしおよびPWHT条件を含む $P_T > 16$ の領域では、930°C焼入材に比べ1200°C焼入材の硬さが常に高い。この効果も $H_{\max}$ にはほとんど影響せず、母材強度を増加させるので有効であるが、これは前述のA効果の減少を介している。

A効果は、すでに報告¹⁾したように γ 化時のCrの均一性に支配され、均一化が進行するほど焼もどし時のCr炭化物の粗大化に必要なCrの拡散距離が長くなるため軟化しにくくなる現象と推察される。したがって、A効果は T_γ だけでなく γ 化保持時間 t_γ (min)にも依存する。筆者らはこの現象について種々の検討を行い、Crの

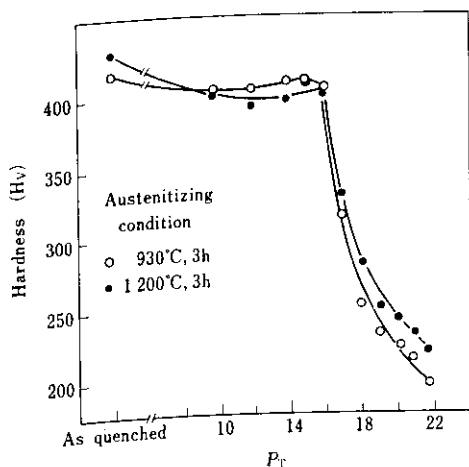


Fig. 6 Variation of hardness of martensite with tempering parameter in 0.12%C-9%Cr-1%Mo steel quenched from 930°C and 1200°C

均一化を表す一つのパラメータ P_T ($=\log t_\gamma - 19840/T_\gamma$)を導入した。Fig. 7に示すように、この P_T により焼もどし後の硬さがよく整理できる。 $P_T > -13$ の領域では均一化が完了し硬さは一定して高い値となるが、 $P_T \leq -13$ の領域では P_T を増加すれば均一化が進行し硬さが増加する。

以上のことから、 T_γ の上昇あるいは t_γ の増加は母材の強度だけを增加させる点で重要である。

ところが T_γ の上昇は γ 粒の粗大化を招くため、衝撃特性の劣化あるいは焼もどし脆化の増大が懸念される。

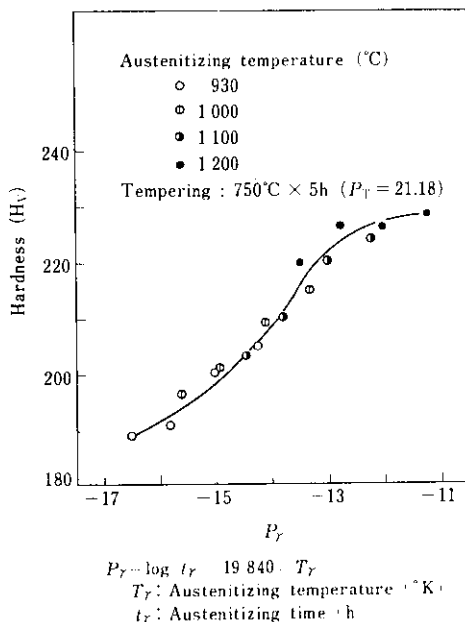


Fig. 7 Relation between hardness of tempered martensite and austenitizing parameter, P_T , in 0.12%C-9%Cr-1%Mo steel

0.12%のCを含む9%Cr-1%Mo鋼を950°C、1050°Cおよび1200°C(いずれも90min保持で P_T に換算するとそれぞれ-14.27, -13.04および-11.51)から20°C/minの平均冷却速度で焼入れした後、硬さが約210(HV)となるように焼もどしを行った場合、さらに脆化処理として593°Cに再加熱した後、図示したようなステップクーリングを行った場合の $vTrs$ の変化をFig. 8に示す。

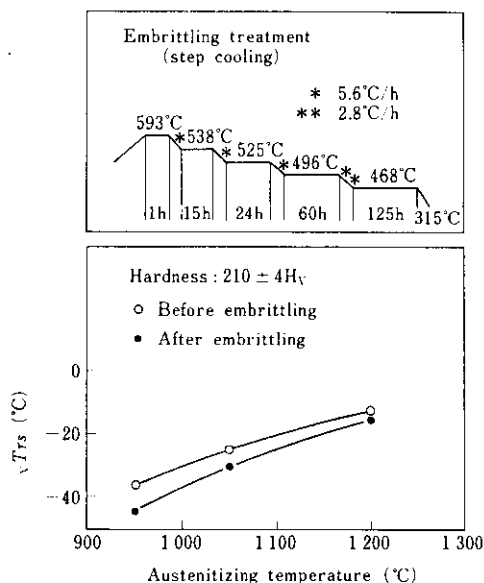


Fig. 8 Variation of $vTrs$ before and after embrittling treatment (step cooling) with austenitizing temperature in 0.12%C-9%Cr-1%Mo steel. Average quenching rate is 20°C/min after holding for 90min at each austenitizing temperature

$vTrs$ はステップクーリング前後ともに Tr が上昇するにしたがって上昇する。しかしその程度は比較的小さい。またステップクーリングによる脆化は認められず、9%Cr-1%Mo 鋼は 2¼%Cr-1%Mo 鋼と比較すると、脆化感受性が非常に小さい鋼であるといえる。

以上のことから、最適焼入加熱条件も衝撃特性とのバランスから慎重に決定されなければならない。

4. 製品の製造とその品質

転炉溶鋼を当社の特徴である 100t 取鍋精錬炉 (ASEA-SKF 方式) を用いて脱ガスし、無酸化下注法によって 60t 鋼塊に造塊した後鍛造した。

製品の納入形状は、Fig. 9 (a) に示すようなつば状で底に小径の孔を有する。したがって鍛造にあたっては、特につばの内面底部における仕上面にメタルフローを沿わせるように“絞り込み鍛造法”を採用した。すなわち Fig. 9 に示すように、

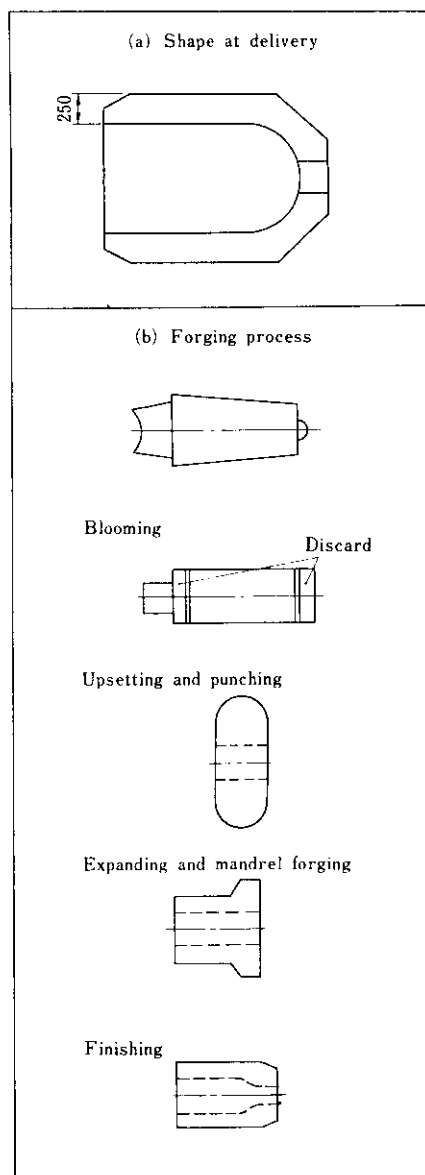


Fig. 9 Forging process and final shape of the channel

仕上鍛造前に外径側につけた余肉を仕上鍛造時に内側に押し込み成形した。

鍛造後、組織の均一化を目的とし焼ならしー焼もどし処理を行った後、所定の機械的性質を与えるための調質（焼入れー焼もどし）を行った。なお調質後超音波探傷を行ったが、欠陥はまったく検出されなかった。

化学成分と焼入れ-焼もどし条件を Table 3 に示す。C 含有量と焼入加熱条件は、前述の考え方のほかに γ 粒度に対する要求 (Table 2 参照) を考慮して決定した。

4.1 工程試験結果

Fig. 10 に示す部位から接線方向に採取した試験片に $715^{\circ}\text{C}\times 15\text{h FC}$, $690^{\circ}\text{C}\times 18\text{h FC}$ (焼もどしをも含めた全 $P_T=21.18$) の PWHT をシミュレートさせた後、各種の工程試験を行った。その結果を Table 4 に示すが、いずれも Table 2 の規格を十分満たした。また Fig. 11 に示すようにステップクーリングによる脆化もほとんど生じなかった。

4.2 確性試験結果

製品のできばえをさらに確認するため、焼もどし後 Fig. 10 に斜線で示した部分を試験材とし、常温引張特性、短時間高温引張特性および衝撃特性に対する P_T の影響および方向性について試験を行った。

Fig. 12 に P_T と常温引張特性の関係を示す。

P_T が 22.35 以上になると Y.S. が、また 22.25 以上になると T.S. がそれぞれ Table 2 の規格を下まわる。

Fig. 13 に P_T と衝撃特性の関係を示すが、衝撃特性は P_T が 21.6 付近で最高となり、それ以上でも以下でも若干低下する傾向が認められる。しかし、この P_T の範囲内では vE_0 は Table 2 の規

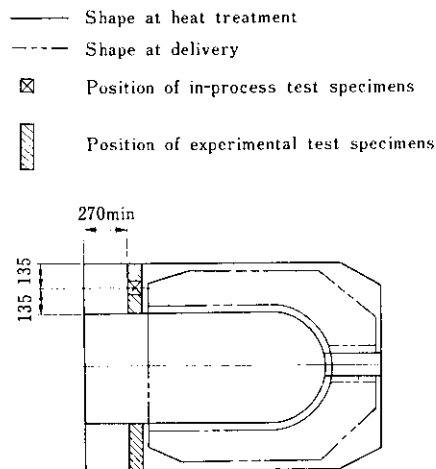


Fig. 10 Location of test specimens

Table 3 Chemical composition and heat treatment of the channel

Chemical composition (wt%)		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	Ni	Sb	Sn	As	Si+Mn	$\bar{X}^*$
	Ladle	0.13	0.61	0.44	0.012	0.006	8.76	0.94	0.01	0.10	0.002 max.	0.002 max.	0.002	1.05	14 max.
	Check	0.12	0.65	0.44	0.012	0.006	8.76	0.91	0.01	0.06	0.002 max.	0.002 max.	0.002	1.09	14 max.
Heat treatment	Quenching		950°C×8h, oil quenching												
	Tempering		700°C×16h, air cooling												

$$* \bar{X} = (10P + 5Sb + 4Sn + As) \times 10^2$$

Table 4 Test results in process of channel manufacture

Mechanical properties	T.S. (kg/mm ²)	Y.S. (kg/mm ²)	El. (%)	R.A. (%)	H_B	vE_0 (kg·m)	$vTr_{40} + 4vTr_{40} (^{\circ}\text{C})$
	65.3	58.3	26	57	201	12.8	-27
Optical properties	Austenite grain size (ASTM No.)				Cleanliness ($d_{60 \times 400}$, %)		
	8				0.02		

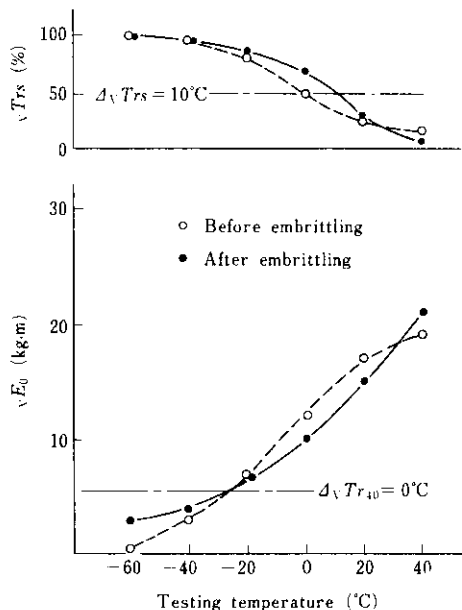


Fig. 11 Temper embrittlement of the channel by step cooling shown in Fig. 8

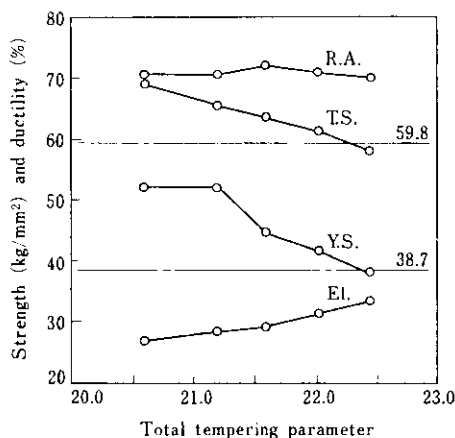


Fig. 12 Variation of tensile properties with PWHT condition (tangential specimen at the center of thickness tempered at 700°C for 16h)

格を十分満足する。

Fig. 14 には 538°C における T.S. と常温での T.S. の関係を示し、Fig. 15 には $P_T=21.18$ の場合の高温引張特性を示すが、高温での T.S. は常

温の T.S. では決定される。このことは Y.S. についても同様である。

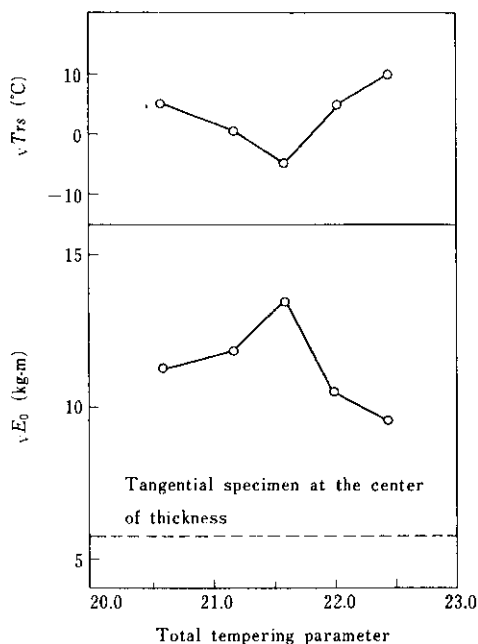


Fig. 13 Variation of impact properties with PWHT condition after tempering of 700°C × 16h

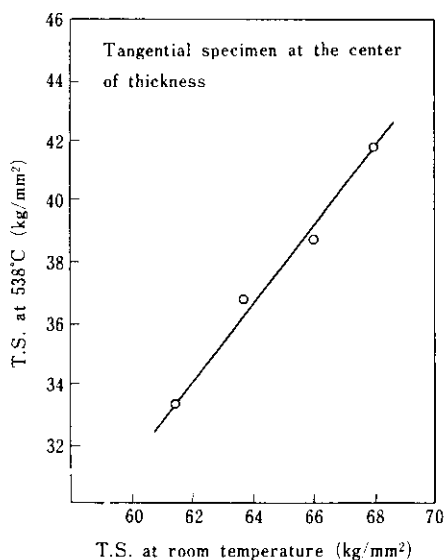


Fig. 14 Comparison of tensile strength between room and elevated test temperatures

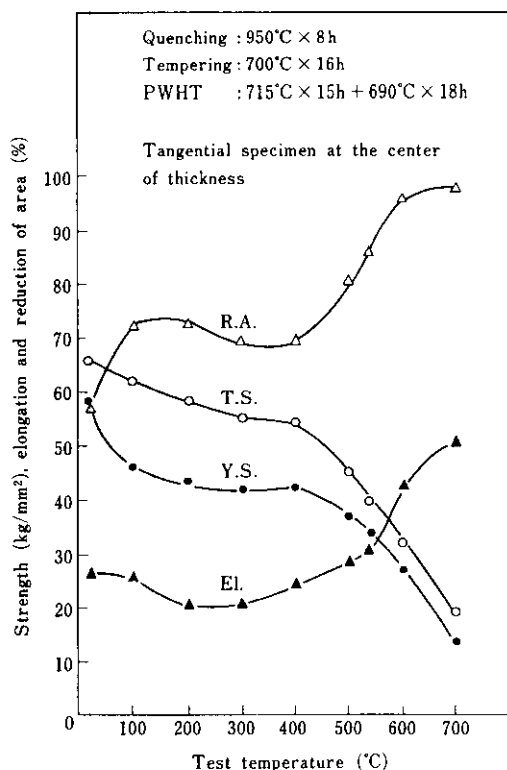


Fig. 15 Result of elevated temperature tension test

Table 5 は衝撃特性における部位および方向による変化を示す。R 方向の衝撃特性が若干劣る傾向にあるが、Table 2 に示す値をレベルとみなせば良好な結果といえる。

Table 5 Impact properties in several locations and directions

Location	Surface	Center		
Direction	T	L	T	R
vE_0 (kg·m)	11.5	10.6	12.0	7.0
$vTrs$ (°C)	0	-5	5	5

Tempering : 700°C × 16h

4.3 溶接継手性能

製品と同一鋼塊から鍛造した 100mm 厚の鋼材を用い Table 6 に示す条件で溶接を行った後、種々の PWHT を施し、硬さ試験、引張試験および衝撃試験を行った。

Table 6 Welding condition for testing of weld joints

Welding method	SMAW
Wire diameter	5mm
Welding current	200A
Arc voltage	20~26V
Welding speed	50~240mm/min
Number of pass	102
Interlayer temperature	330~340°C

PWHT 条件のみの P_T に対して H_{max} 、溶接金属 (W.M.) の $T.S.$ 、 vE_0 および熱影響部 (HAZ) の vE_0 を Fig. 16 に示す。W.M. の vE_0 が若干低い傾向にあるものの、この P_T の範囲内では H_{max} を除いてすべての特性が Table 2 の規格値を満足する。 H_{max} が規格値を満足するためには、21.05 以上の P_T に相当する PWHT を行わなければならない。またチャンネル母材の $T.S.$ が規格値を満足するためには、焼もどしをも含めた全 P_T

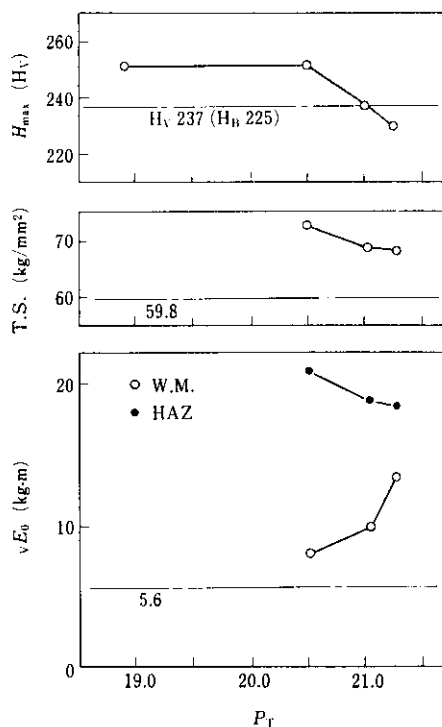


Fig. 16 Influence of PWHT condition on the mechanical properties of weld joints

を 22.25 以下としなければならないこと (Fig. 12 参照), および本チャンネルは $P_T = 20.63$ に相当する焼もどしが行われている (Table 3 参照) ことを考慮すると, H_{max} および母材の T.S. 両者ともに満足できる PWHT 条件は P_T で表現すると 21.05~22.24 の範囲となる。

すなわち, C 量を適正にコントロールしたことおよび適正な γ 化処理を行ったことにより, 当初問題であった PWHT 条件の範囲が非常に余裕のあるものとなった (Fig. 1 参照)。

5. 結 言

熱交換器のチャンネルに用いられる 9%Cr-1%Mo 鍛鋼の製造に際し, その機械的性質や溶接部

の軟化特性に関して検討を行った。

本鋼製造上の主な問題点は, 母材引張強さをより高く, 溶接最高硬さをより低く保つことのできる適正な溶接後熱処理条件が狭い範囲に限定されることであり, その適正条件を拡大するためには C 含有量の増加および焼入加熱温度の上昇が有効である。

これらの対策について衝撃特性や焼もどし脆性に及ぼす影響をも検討し, 適正な C 含有量および適正な焼入加熱温度を決定し, すぐれた特性を有する 9%Cr-1%Mo 鍛鋼品を製造し納入することができた。

おわりに本鍛鋼品の製造に関し多大なる協力をいただいたバブcock 日立機具工場の関係者各位に厚くお礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 佐藤, 狩野, 榎並, 船越: 鉄と鋼, 63 (1977) 9, A151