

## 討22

### 圧力容器用極厚鋼の焼もどし脆性

(株)神戸製鋼所 中央研究所 ○勝亦正昭 高田 寿  
 鋼板開発部 平野宏通  
 鍛造鋼事業部 高野正義 牧岡 稔

#### 1. 緒 言

鋼の焼もどし脆性は 375~575°C の温度域に保持されるかあるいはこの温度域を徐冷した場合に切欠靱性が低下する現象として古くから知られている。最近、焼もどし脆化温度域で長時間使用される部品や構造物などの使用中における脆化の進行が問題とされており、圧力容器に関してもその安全性の観点から検討されている。そこで、各種圧力容器用鋼の焼もどし脆化感受性をステップ・クーリング (S. C.) 処理により調査した。とくに、使用中の焼もどし脆性が問題とされている脱硫容器用 2.25Cr-1Mo, 3Cr-1Mo 鋼の脆化挙動を詳細に調査した。また、容器の使用寿命末期の脆化量を実測するのは困難なため、S. C. 処理による脆化量から使用温度における脆化量を推定する方法を議論する。

#### 2. 各種圧力容器用鋼の焼もどし脆化感受性

第1表 各種圧力容器用鋼の焼もどし脆化感受性

\*) 実験材

第1表に各種圧力容器用低合金鋼の焼もどし脆化感受性を S. C. 処理により調査した結果を示す。これから、0.5Mo, 1.3Mn-0.5Mo, 1.25Cr-0.5Mo, 9Cr-1Mo 鋼は脆化量 ( $\Delta vT_0$ ) が 10°C 以下で焼もどし脆化感受性がほとんどみられない。これは、9Cr-1Mo 鋼を除いて、焼もどし脆性を抑制する適量の Mo が含有されて

鋼種	ASTM規格	S.C.処理前の $vT_0$ (°C)					S.C.処理による脆化量 $\Delta vT_0$ (°C)				
		-120	-80	-40	0	40	0	40	80	120	140
鋼	0.5Mo	A204 Gr.C									
	1.3Mn-0.5Mo	A588 Gr.A									
	1.8Mn-0.5Mo-0.5Ni	A588 Gr.B									
	1.25Cr-0.5Mo	A887 Gr.11									
	2.25Cr-1Mo	A887 Gr.22									
板	8Cr-1Mo	A542									
	5Cr-0.5Mo	A887 Gr.21									
	3.5Ni-1.75Cr-0.5Mo	A548									
鍛鋼	2.25Cr-1Mo	A886 Cl.F22									
	8Cr-1Mo	A886 Cl.F21									
	5Cr-0.5Mo*)	A886 Cl.F5a									
	9Cr-1Mo*)	A182 Gr.F9									

いることおよび脆化を促進させる合金元素が比較的少ないことさらに組織がフェライト-パーライトまたは塊状ベイナイトで脆化処理前の靱性が  $vT_0$  で -15°C 以上とあまり優れていないことに起因すると考えられる。

9Cr-1Mo 鋼は、Cr, Mo 量が多く、組織も焼もどし脆性が起こりやすいマルテンサイトであるが、初期靱性が悪い点では上記の各鋼と一致している。いつばう、2.25Cr-1Mo, 3Cr-1Mo, 5Cr-0.5Mo, 3.5Ni-1.7Cr-0.5Mo 鋼は脆化を促進する合金元素を比較的少量に含み、かつ組織もベイナイトで初期靱性も優れており、焼もどし脆化感受性を有している。

#### 3. 2.25Cr-1Mo, 3Cr-1Mo 鋼の焼もどし脆性

3.1 各種ステップ・クーリング処理による脆化量 2.25Cr-1Mo 鋼などの脱硫容器用鋼の焼もどし脆化感受性に対するエンジニアリング会社の脆化試験の要求は、GE 標準型 S. C. 処理の指定が多いが、その他のタイプの S. C. 法も提案されているため、各種 S. C. 処理による脆化量の相違を調査した。

第2表にその結果を示すが、各タイプの間で  $\Delta vT_0$  の差は ±1°C であり、有意差は認められない。すなわち、GE 標準型 S. C. 処理による脆化データを他のタイプのそれに適用できることがわかる。

3.2 脆化におよぼす不純物元素、合金元素の影響 2.25Cr-1Mo 鋼の焼もどし脆性におよぼす不純物元素 (P, As, Sb, Sn) の影響を各不純物元素単独の効果として調査した研究は少ない<sup>1)</sup>ので、各不純物元素を、0.010, 0.015% と比較的現用鋼に近いレベルで添加した時の脆化への影響を調査した。

第1図に示すように、S. C. 処理による焼もどし脆性への寄与は  $P > Sn > As, Sb$  の順であつた。

これは Bruscati<sup>2)</sup>が提唱した脆化係数 ( $\bar{X}=10P+5Sb+4Sn+As$ )と不純物元素の寄与の大小が異なっている。これは $\bar{X}$ が不純物元素を0.06~0.08%添加した0.4C-1.7Cr鋼の結果をもとに決められており、本実験と合金系が異なり、また不純物元素量も高いことによると思われる。そこで第1図より0.015%の不純物元素を含む場合、 $\bar{X}$ に相当する脆化係数 $\bar{Y}$ を求めると  $\{10P+5Sn+Sb+As\}(\text{ppm})/100$ となる。

Siの低下が焼もどし脆化感受性を低下させることがよく知られている。第2図は2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆性におよぼすSiの影響を示したもので、焼もどしパラメータ(P値)が大きい場合にはSi低下により著しく脆化が減少するが、P値が低下するに従い、Siの影響は小さくなることわかる。

最近、2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆性におよぼすCuの影響も問題にされている。<sup>5)</sup>第3図に示すように不純物含有材で組織がベイナイトの場合Cuの増加により脆化感受性が増大する。しかし、初析フェライトをかなり含む組織ではCuの影響は認められない。また、高純度材ではCuの影響はほとんどみられず、Cuは不純物元素のように脆化誘起元素としてでなく、Si, Mnのように脆化促進元素として働くことがわかる。

第4図は脆化係数 $\bar{Y}$ を用いて、当社で行なった2.25Cr-1Mo鋼のS.C.処理による焼もどし脆性の結果を整理したもので(3Cr-1Mo鋼の結果も参考までに示してある)、 $(Si+Mn+Cu+Ni) \cdot \bar{Y}$ で非常によく整理できるとわかる。また、脆化の判定基準としてよく用いられる

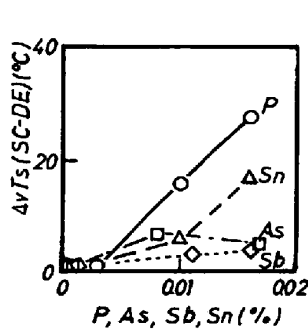
$vT_{40} + 1.5\Delta vT_{40} \leq 38^\circ\text{C}$  ( $vT_{40}$ : S.C.処理前の40ft-lb遷移温度、 $\Delta vT_{40}$ : S.C.処理による脆化量)を満足するためには  $(Si+Mn+Cu+Ni) \cdot \bar{Y}$ を15以下とする必要のあることがわかる。

この値は現在の製造工程で十分達せられる。

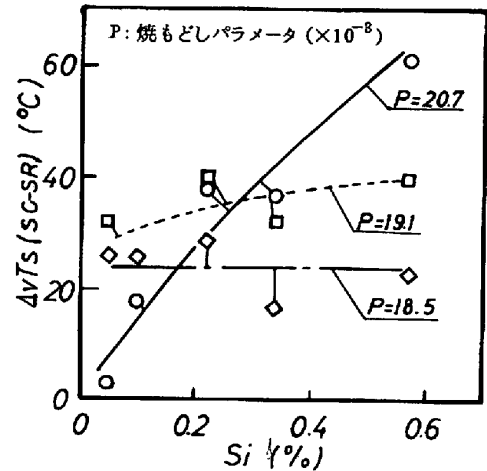
第2表 各種ステップ・クーリング法による焼もどし脆化量の比較

名称	ステップ・クーリングのパターン	$\Delta vT_0$ (°C)
G.E. 標準型	593°C×1h $\xrightarrow{5.6^\circ\text{C/h}}$ 538°C×15h $\xrightarrow{5.6^\circ\text{C/h}}$ 524°C×24h $\xrightarrow{5.6^\circ\text{C/h}}$ 496°C×60h $\xrightarrow{2.8^\circ\text{C/h}}$ 468°C×125h $\xrightarrow{2.8^\circ\text{C/h}}$ 315°C AC	4.2
G.E. 炉冷型	593°C×1h $\xrightarrow{\text{FC}}$ 538°C×15h $\xrightarrow{\text{FC}}$ 524°C×24h $\xrightarrow{\text{FC}}$ 496°C×60h $\xrightarrow{\text{FC}}$ 468°C×125h $\xrightarrow{\text{FC}}$ 315°C AC	4.1
So cal	579°C×1h $\xrightarrow{5.6^\circ\text{C/h}}$ 538°C×15h $\xrightarrow{5.6^\circ\text{C/h}}$ 524°C×24h $\xrightarrow{5.6^\circ\text{C/h}}$ 496°C×60h $\xrightarrow{5.6^\circ\text{C/h}}$ 468°C×100h $\xrightarrow{5.6^\circ\text{C/h}}$ 315°C AC	4.2
Caltex	598°C×1h $\xrightarrow{\text{FC}}$ 588°C×15h $\xrightarrow{\text{FC}}$ 524°C×24h $\xrightarrow{\text{FC}}$ 468°C×100h $\xrightarrow{\text{FC}}$ 315°C AC	4.8

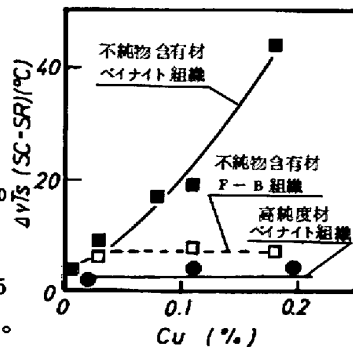
注) 熱処理: 930°C×4h WQ → 675°C×6h AC → 695°C×20h FC



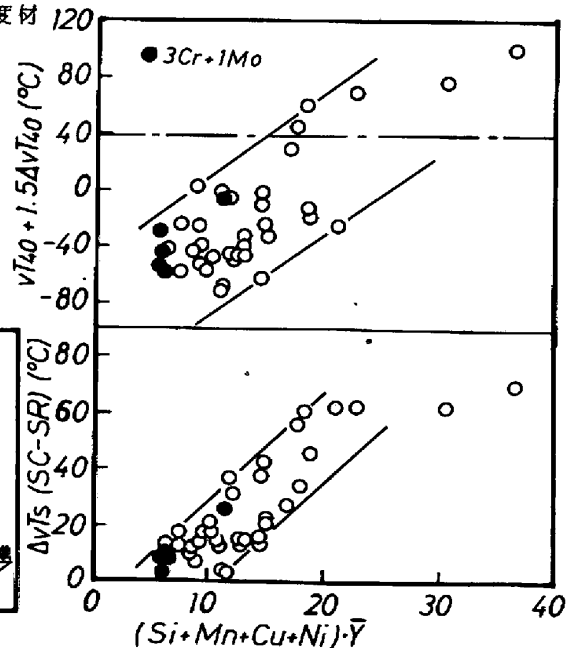
第1図 2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆性におよぼす不純物元素の影響



第2図 2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆性におよぼすSiの影響



第3図 2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆性におよぼすCuの影響



第4図 2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆性におよぼす化学成分の影響; Si, Mn, Cu, Ni: wt%,  $\bar{Y} = 10P + 5Sn + Sb + As$  (ppm)/100

3.3 脆化におよぼす微視組織の影響

速度の影響を示したもので、冷却速度が増大し、組織が低温変態生成物となるほど脆化感受性は増加する。冷却速度が約5℃/min以下となると初析フェライトが現われ、脆化感受性は非常に小さくなる。ただし、冷却速度の大きい方が初期靱性が良好なため、脆化処理後の靱性も初析フェライトを含むものより良好である。また、 $(Si+Mn+Cu+Ni) \cdot \bar{Y}$  が大きく脆化しやすいものほど、焼入冷却速度依存性が大きい。

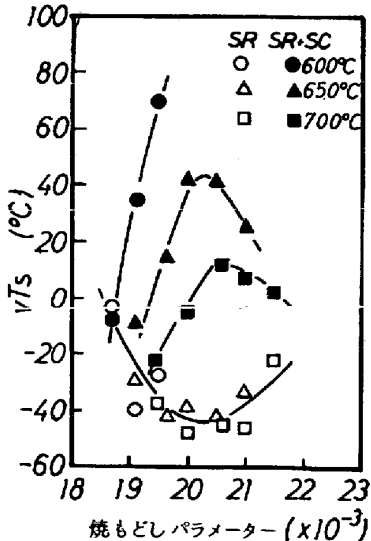
オーステナイト結晶粒径の影響は従来から知られているように、オーステナイト粒が大きくなると脆化量が増大することが認められた。

3.4 脆化におよぼす焼もどしおよび溶接後熱処理の影響

鋼の焼もどし脆性は焼もどしや溶接後熱処理(PWHT)の相違による強度レベルによつても影響を受けることが知られている。<sup>6)</sup> 第6図はSi量の異なる2.25Cr-1Mo鋼においてPWHTの温度を変化させ引張強さを約58~84kg/mm<sup>2</sup>にした場合の焼もどし脆化感受性を調査したものである。<sup>4)</sup> これから、脆化におよぼすPWHT(P値で表示)の影響はSi量により異なることがわかる。すなわち、 $\Delta vT_s$ -P値の関係は、P値の増加に伴い $\Delta vT_s$ は最初増加し、その後減少する傾向にあり、 $\Delta vT_s$ のピークがSi量の増加に伴い高P値側に移動し、0.34%Si以上では実験範囲内でピークはみられない。これから、通常2.25Cr-1Mo鋼は $20.7 \times 10^3$ 程度のP値を受けるので、Si量は0.22%以下が好ましい。

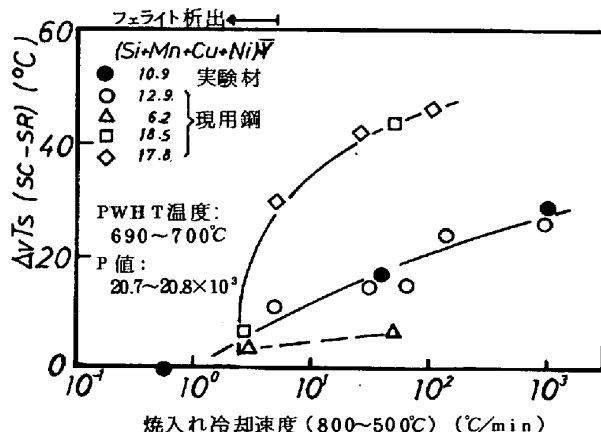
第7図は2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆化感受性におよぼす焼もどし処理の影響を詳細に調査した結果を示す。<sup>7)</sup> 従来焼もどし脆化処理

前の靱性は、焼もどし条件が異なつてもP値により整理できることが知られている。<sup>8)</sup> しかし、焼もどし脆化処理後の靱性は同一P値に於いても低温焼もどしほど脆化感受性が大きくなることが判つた。また、同一焼もどし温度に於ては、脆化処理後の $\Delta vT_s$ は焼もどし時間の増大と共に上昇し、その後下降する。

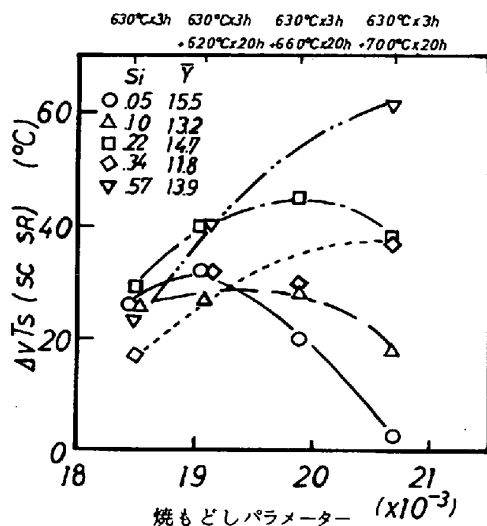


第7図 2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆性におよぼす焼もどし温度の影響

第5図は2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆性におよぼす焼入冷却



第5図 2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆性におよぼす焼入冷却速度の影響



第6図 2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆性におよぼすPWHTの影響

第3表 溶接熱影響部の焼もどし脆化感受性

鋼種	No.	溶接法	入熱量 (KJ/cm)	ノック位置	$\Delta vT_s$ (°C)	$\Delta vT_{40}$ (°C)	$vT_{40+15}$ (°C)	備考
2.25Cr-1Mo	1	MAW	18.4	母材	27	39	27	Si: .32 Mn: .46 Y: 18.7
				HAZ*)	36	40	9	
				ボンド	34	45	17	
		SAW	36.0	デポ	44	27	5	
				HAZ*)	39	52	16	
				ボンド	13	32	-5	
	2	MAW	20.0	母材	3	3	-45.5	Si: .05 Mn: .50 Y: 15.5
				HAZ*)	10	4	-66	
				HAZ*)	6	0	-70	
		SAW	60.0	HAZ*)	4	3	-53.5	
				母材	37	37	-6.5	
				HAZ*)	41	46	-12	
3	MAW	20.0	HAZ*)	24	24	-29	Si: .34 Mn: .47 Y: 11.8	
			HAZ*)	10	3	-49.5		
			ボンド	34	25	-26.5		
	SAW	41.5	デポ	30	18	-13		
			母材	42	45	0.5		
			HAZ*)	39	38	-33		
3Cr-1Mo	4	SAW	41.5	ボンド	34	25	-26.5	Si: .32 Mn: .46
				デポ	30	18	-13	

\*) ボンド + 1mm

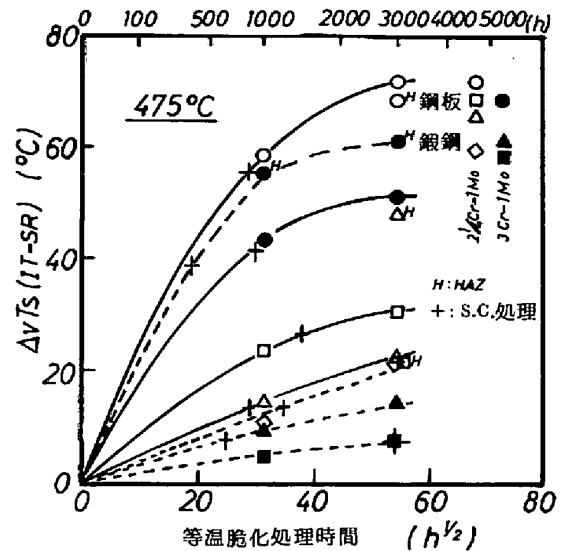
3.5 溶接熱影響部の焼もどし脆化挙動

第3表に2.25Cr-1Mo, 3Cr-1Mo 鋼の溶接熱影響部 (HAZ) の焼もどし脆化挙動の例を示す。

HAZの脆化感受性は母材のそれよりも若干大きい、これはHAZの脆化処理前の靱性が母材のそれより良好なため、脆化処理後の靱性もHAZが母材より優れている。また、入熱量が大きくなる程HAZの脆化感受性は小さくなる傾向にある。一部ポンド、デポの結果も参考に示したが、HAZの結果と大差はみられず、脆化処理後も十分な靱性を有している。

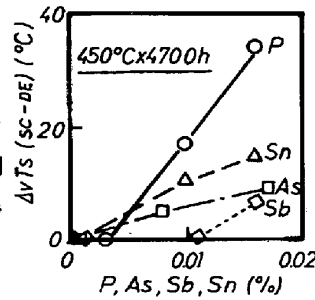
3.6 等温脆化処理とステップ・クーリング処理の関係

第8図に2.25Cr-1Mo, 3Cr-1Mo 鋼を475°Cで等温脆化処理した結果を示す。また、図中にはS.C.処理の結果も示してあり、これより、475°Cで約1,000h処理の脆化量とS.C.処理の脆化量 ( $\Delta_v T_s^{sc}$ ) がほぼ一致することがわかる。



第8図 2.25Cr-1Mo, 3Cr-1Mo 鋼の475°C等温脆化

第9図は2.25Cr-1Mo 鋼の焼もどし脆性におよぼす不純物元素の影響を450°C×4,700hの等温脆化処理で調査したもので、不純物元素の寄与は第1図のS.C.処理と同様 P>Sn>As, Sbの順である。



第9図 2.25Cr-1Mo 鋼の450°C×4700h加熱による脆化におよぼす不純物元素の影響

3.7 脆化におよぼす応力の影響

圧力容器は応力下で使用されるため、15kg/mm<sup>2</sup>の応力を付加し、脆化処理を行なったが、応力付加材と応力無付加材の間に脆化量の差は認められなかった。

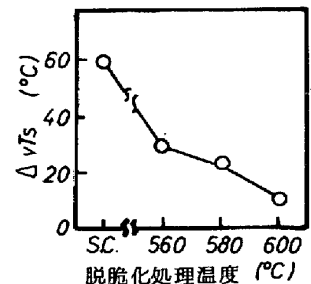
3.8 脱脆化挙動

2.25Cr-1Mo 鋼の脱脆化挙動を調査したところ、第10図に示すように、S.C.処理による脆化は560, 580, 600°Cで1h加熱することにより、それぞれ約50, 60, 85%回復することがわかった。

これより、長時間使用して脆化した容器を脱脆化処理により靱化する考えは可能である。

4. ステップ・クーリング処理による脆化量から使用温度における脆化量の推定

焼もどし脆化挙動の大部分は平衡偏析により説明可能である。そこで、最も基礎的な2元系の平衡偏析理論であるMcLeanの理論式<sup>2)</sup>を利用して、実測が困難な圧力容器の使用寿命末期の脆化量 ( $\Delta_v T_s^{T^t}$ ) をS.C.処理の脆化量 ( $\Delta_v T_s^{sc}$ ) から推定する。すなわち、①  $vT_s$  と粒界偏析量 ( $C_{gb}$ ) は比例すると仮定する。② 脆化処理前の  $C_{gb} (=C_{gb}^0)$  とS.C.処理した場合の  $C_{gb} (=C_{gb}^{sc})$  および温度T, 時間tで使用した場合の  $C_{gb} (=C_{gb}^{T,t})$  をMcLeanの式を用いて計算する。③ ②の計算に必要な種々の定数は文献または実験により決定する。④ ①の仮定より  $\Delta_v T_s^{T,t} = \Delta_v T_s^{sc} \cdot (C_{gb}^{T,t} - C_{gb}^0) / (C_{gb}^{sc} - C_{gb}^0)$  が得られるので、実験値  $\Delta_v T_s^{sc}$ 、計算値  $C_{gb}^{T,t}$ 、 $C_{gb}^{sc}$ 、 $C_{gb}^0$  より、 $\Delta_v T_s^{T,t}$  が計算される。本推定法の適否は現在実験中の450°C長時間脆化処理の結果との比較により決定する予定である。



第10図 2.25Cr-1Mo 鋼の脱脆化挙動

参考文献 1) 金沢他: 鉄と鋼, 62(1976), S284. 2) R. Brusco: W. J., 49(1970), 148-S. 3) J. R. Low Jr. et al.: Trans. AIME, 242(1968), 14. 4) 高野他: 溶接学会講演概要, 20(1977), 118. 5) 奥村他: 溶接学会講演概要, 16(1975)150. 6) 勝亦他: 鉄と鋼, 61(1975), S729. 7) 高橋他: 溶接学会講演概要, 18(1976), 96. 8) 小出他: 鉄と鋼, 61(1976), S765. 9) D. McLean: Grain Boundaries in Metals, (1957) P116.