

圧力容器用鋼の応力除去焼なまし処理に伴う 機械的性質の変化

勝亦 正昭*・小出 憲司*・梶 晴男*²

Change in Mechanical Properties with Stress Relief Annealing in Pressure Vessel Steels

Masaaki KATSUMATA, Kenji KOIDE and Haruo KAJI

Synopsis :

Prolonging annealing treatment below the critical temperature is carried in order to relieve residual stress due to welding and to improve toughness of weld heat affected zone in the fabrication of pressure vessels. It has been known that this treatment named stress relief (SR) annealing decreases strength and toughness of base metals. Thus, the effects of microstructure and alloying elements on this decrease in mechanical properties were investigated in carbon-manganese, manganese-molybdenum and chromium-molybdenum steels for pressure vessels.

The decreasing amount of strength and toughness due to SR annealing was the largest in martensite structure and next in bainite structure. These was little change in strength and toughness in ferrite-pearlite structure. Good toughness was obtained by SR treatment at high temperature and for short time in comparison with that of low temperature and long time at a certain strength. The start of decreasing toughness was delayed by an increase in $\{1/2 (Mn(\%)+Cr(\%))+Mo(\%)\}$ content.

Applied stress equivalent to residual stress level in SR treatment did not affect mechanical properties. The amount of temper embrittlement due to slow cooling in SR treatment decreased with prolonging SR treatment.

Key words : carbon steel ; low alloy steel ; pressure vessel steel ; strength ; toughness ; ductility ; stress relief embrittlement ; temper embrittlement.

1. 緒 言

圧力容器の製造工程において、溶接部の残留応力除去や金属組織の改善あるいは脱水素を目的として、溶接部を A_c1 以下の温度に加熱、徐冷する熱処理が行われ、応力除去焼なまし (SR) 処理あるいは溶接後熱処理と呼ばれている。圧力容器の肉厚が厚くなると、この処理時間が著しく長くなるため、母材部の強度や靱性の低下が生じ、靱性の低下は SR 脆化と称され厚肉材の靱性を確保するための問題点となっている^{1)~5)}。

本研究では SR 処理後も優れた強度、延性、靱性を有する圧力容器用鋼を製造するための指針を得る目的で SR 処理に伴う強度、延性、靱性の変化に及ぼす SR 処理前のミクロ組織、オーステナイト (γ) 粒径、SR 温度、合金元素量、付加応力の影響を調査した。また、SR 脆

化と焼もどし脆性の関係についても検討した。

2. 実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。A, B, E, I 鋼は 90 kg 高周波大気溶解材, C, F, H 鋼は 90 kg 高周波真空溶解材, D, G 鋼は 60 t 電気炉溶解材である。各鋼とも熱間鍛造、熱間圧延後 12~20 mm 厚とした。

供試材の化学成分に応じて 880~930 °C で γ 化後水冷 (A, B 鋼は氷食塩水冷却) しマルテンサイト組織とした。C, F 鋼は γ 化後、ベイナイト組織を得るためにそれぞれ 500 °C × 30 min, 475 °C × 30 min, フェライト-パーライト組織を得るためにそれぞれ 650 °C × 10 h, 650 °C × 1 h の恒温変態を行つた。また、 γ 粒径の影響を調査した A 鋼では 1100 °C での γ 化も行つた。本研究では焼もどし処理と SR 処理を区別して行わず、

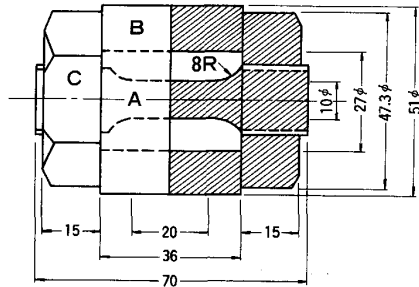
昭和 63 年 3 月 3 日受付 (Received Mar. 3, 1988)

* (株)神戸製鋼所材料研究所 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakino-hama-cho Chuo-ku Kobe 651)

*² (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of steels used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al
A	0.15	0.34	1.50	0.011	0.008	—	—	—	0.027
B	0.34	0.37	1.49	0.010	0.007	—	—	—	0.040
C	0.16	0.27	1.40	0.017	0.016	—	—	0.50	0.026
D	0.19	0.21	1.41	0.011	0.011	0.65	0.12	0.50	0.015
E	0.23	0.37	1.00	0.007	0.015	—	1.03	—	0.031
F	0.14	0.26	0.50	0.018	0.015	—	0.98	0.50	0.032
G	0.14	0.38	0.57	0.011	0.009	0.21	2.26	1.05	0.003
H	0.12	0.28	0.49	0.018	0.017	—	2.15	0.98	0.036
I	0.10	0.32	0.50	0.011	0.015	—	4.92	0.49	0.030



A: Specimen B: Pipe made of SUS 347
C: Nut made of SUS 304

Fig. 1. Jig for stress addition.

焼入処理後 SR 処理を 580~725 °C の広範囲の温度で実施した. SR 処理時の冷却は炉冷(冷却速度約 30 °C/h)とした.

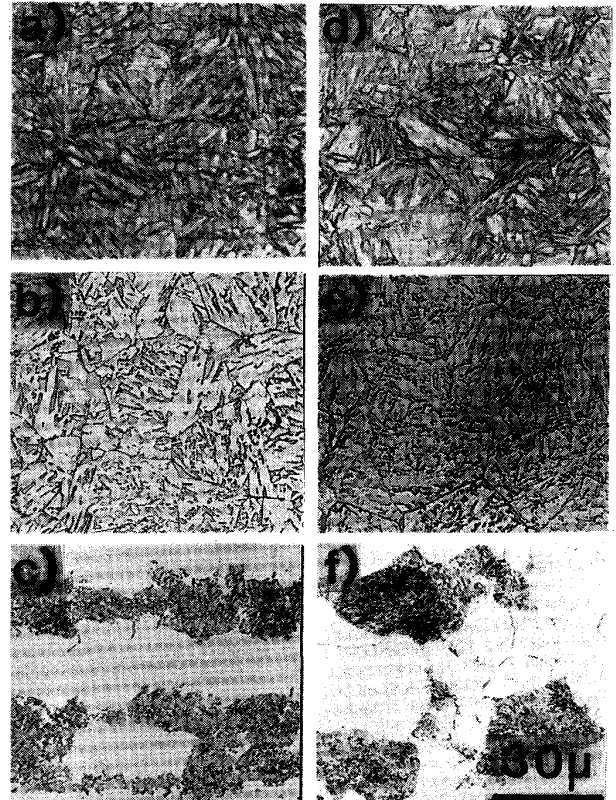
熱処理後の供試材から JIS 4 号引張試験片(平行部径 7 mm, 標点距離 25 mm) 及び JIS 4 号シャルピー試験片を圧延方向と平行に採取した. 引張試験は室温で行い, シャルピー試験を種々の温度で行い延性-脆性遷移曲線を作成した.

SR 脆化に及ぼす応力付加の影響を D, G 鋼を用いて調査した. Fig. 1 に示すオーステナイト系ステンレス鋼製の治具を用い, SR 温度における治具と供試材の熱膨張量の差を利用して応力を付加した. 高温歪みゲージを試験片に貼付し, 熱膨張量の差により生ずる歪みを測定の結果 500 °C で 0.16 % の歪みが得られた. この結果から本研究で行った SR 温度である 650 °C, 680 °C ではそれぞれ 0.20 %, 0.21 % の歪みが付与されると予想される. この歪みの値から降伏応力程度の応力が付加されていると考えられる. 応力付加後の供試材及び無応力下で同じ熱履歴を与えた供試材から 6 mm □ × 55 mm l で 1.2 mm V ノッチを有するサブ・サイズのシャルピー試験片を採取した.

3. 実験結果および考察

3.1 ミクロ組織の影響

Photo. 1 に 1Cr-0.5 Mo 鋼 (F 鋼) 及び 1.4 Mn-



a)~c): Steel C d)~f): Steel F

a), d): Martensite b), e): Bainite c), f): Ferrite-Pearlite

Photo. 1. Microstructure before stress relief annealing of Steels C and F.

0.5 Mo 鋼 (C 鋼) のミクロ組織を示す. 水冷材はオーステナイトマルテンサイトを含むラスマルテンサイト (M) 組織, 475 °C または 500 °C 恒温変態材は上部ベイナイト (B) 組織, 650 °C 恒温変態材はフェライト-パーライト (F-P) 組織である. C 鋼は恒温変態時間が長かったためパーライトの一部 (30~40 %) が球状化している.

Fig. 2 及び 3 に焼もどしパラメーター [$P = T (\log t + 20) \times 10^{-3}$, T : SR 温度 (K), t : SR 時間 (h)] と引張り及び衝撃特性の関係を示す. 降伏強さ (YS), 引張強さ (TS) は P 値の増加に対して直線的に低下し, その勾配は M 組織が最も大きく, 次いで B 組織である.

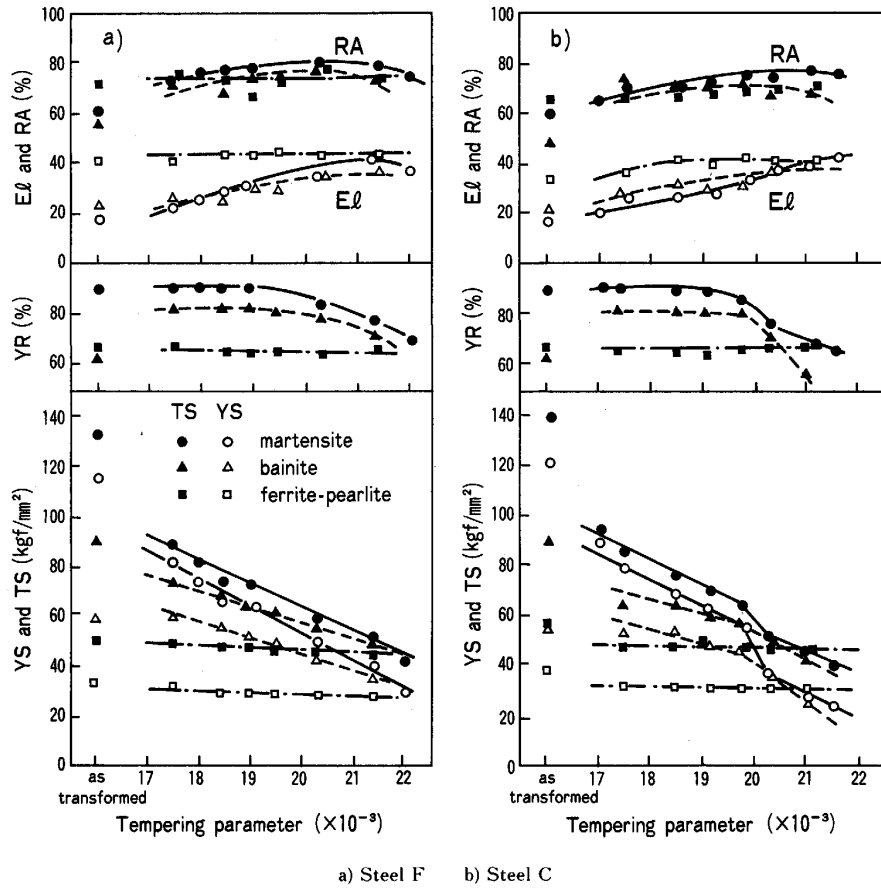


Fig. 2. Effect of microstructure on the relationship between tensile property and tempering parameter.

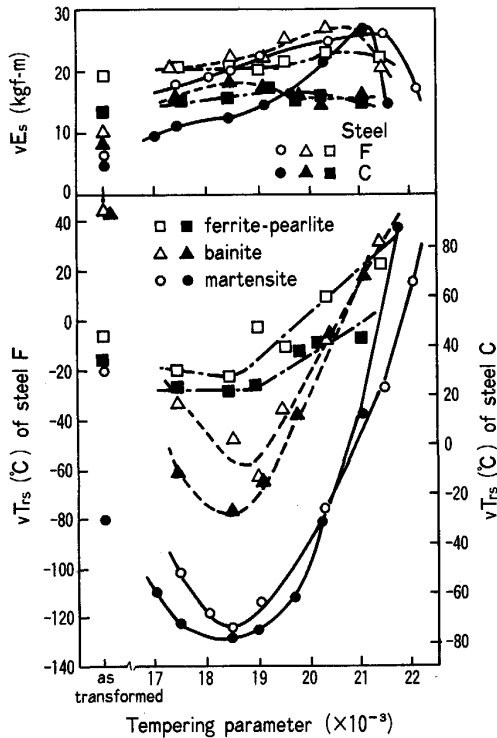


Fig. 3. Effect of microstructure on the relationship between impact property and tempering parameter.



Photo. 2. Coarse ferrite grain observed in Steel C stress relieved at tempering parameter of 22.

F-P 組織の SR 処理による強度低下はほとんどない。C 鋼の M 及び B 組織において P 値が 19.7 を超えると急激に強度が低下する。これは Photo. 2 に示すように粗大な再結晶フェライトが生じたためである。また、降伏比 (YR) は M 組織で $P > 19$, B 組織で $P > 20$ において P 値の増加とともに低下し、粒成長が生じた C

鋼ではその低下が著しい。これは転位密度の著しく低下した再結晶フェライトと焼もどしMまたはBの2相混合組織となつたことが原因と考えられる。

伸び (El), 絞り (RA) はM及びB組織では P 値の増加に伴い増加し, P 値が20~21以上となるとわずかに低下する傾向にある。一方, F-P組織では P 値の増加により El , RA はほとんど変化しない。いずれの組織においても RA は P 値が17~22の範囲で60%以上と優れた値を示している。しかし, M及びB組織の El は P 値が19以下では若干低目であり, El に関しては P 値が19を超える焼もどし処理+SR処理を受けることが好ましいことがわかる。

破面遷移温度 (${}_vT_{rs}$) はM及びB組織の場合には P 値の増加とともに最初低下し, その後上昇する。F-P組織の場合は P 値が増加しても初めは ${}_vT_{rs}$ に変化は見られず, その後上昇する。この ${}_vT_{rs}$ が上昇を開始する P 値を P^* 値と略記する。一般に圧力容器用鋼では鋼材の製造工程における焼もどし処理において, ${}_vT_{rs}$ は Fig. 3 の最低値付近の値となる。その後鋼材を溶接施工し, SR処理を施すため ${}_vT_{rs}$ の上昇が生じ, これをSR脆化と呼んでいる。すなわち, P^* 値はSR脆化が開始する P 値といえる。 P^* 値はいずれのミクロ組織においても約18.5であり, ミクロ組織によりSR脆化の開始する P 値に差はみられない。この結果は宮野¹⁾ や榎並ら⁵⁾ による Mn-Mo-Ni 鋼で焼入冷却速度が大なる組織ほど P^* 値が大きくなるという結果とは異なるが, 榎並ら⁵⁾ は 2.25 Cr-1 Mo 鋼では P^* 値は焼入冷却速度によらず一定との報告もしており, 成分系により異なつた挙動を示すことが示唆される。

一方, P^* 値以降のSR脆化の進行 ($\Delta_vT_{rs}/\Delta P$) はM組織が最も大きく, 次いでB組織であり, F-P組織のそれは小さく, M組織の $1/2$ 以下である。これは各組織の P^* 値における靱性の優劣に関係があると考えられる。SR処理が進行した段階でのミクロ組織はSR処理前の組織によらず再結晶したフェライト中に粗大炭化物が分散しており, その結果, ${}_vT_{rs}$ も比較的近い値となる。そのため, P^* 値における靱性の優れた組織ほど $\Delta_vT_{rs}/\Delta P$ が大きくなる。

上部棚エネルギー (${}_uE_s$) はM及びB組織では P 値の増加とともに増大し, その後低下する。F-P組織では ${}_uE_s$ は P 値によりほとんど変化しない。 ${}_uE_s$ が最大となる P 値は P^* 値よりも大きい。

P 値が約21.5以上で El , RA , ${}_uE_s$ が低下する現象は既に報告されている⁵⁾ が, その原因は明確でない。 P 値の増加に伴い炭化物粒径の増加が起こる⁶⁾ が,

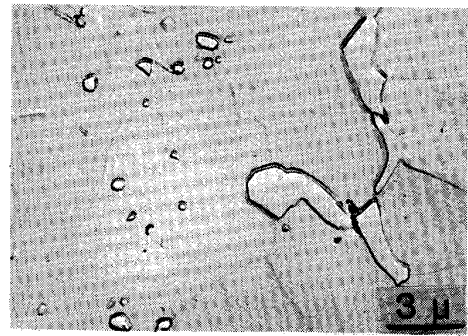


Photo. 3. Elongated carbides observed in Steel F stress relieved at tempering parameter of 22.

GURLAND と PLATEAU⁷⁾ や井上と木下⁸⁾ によると, 炭化物の体積率が一定の時, 球状炭化物粒径が変化しても破壊延性はほとんど変化しないと報告している。本実験においては, $P > 21.5$ において, 球状炭化物の他に粒界に沿つて伸びた炭化物が観察された (Photo. 3) ので, この炭化物の形態変化と延性低下の間に関係があると考えられる。すなわち, 球状炭化物に比べ粒界に沿つて伸びた炭化物は, 引張試験時に低い歪みでボイド発生位置となると考えると, ボイドの連結は炭化物粒径が大きい(すなわち炭化物間隔が大きい)方が起こりやすい⁸⁾ ので, 破壊時の延性低下が説明できる。 ${}_uE_s$ は強さと延性の両者に関係するため, $P > 21.5$ における強度低下と延性低下により, ${}_uE_s$ 低下が最も明瞭に現れたと考えられる。

3.2 オーステナイト粒径の影響

0.15 C-1.5 Mn 鋼 (A 鋼) の γ 粒度番号を 8 番 (880°C 加熱) と 1 番 (1100°C 加熱) に変化させた場合の SR 処理に伴う YS , TS 及び ${}_vT_{rs}$ 特性の変化を Fig. 4 に示す。A 鋼が M 組織で実用上使われることはないが, γ 粒度の影響のみを調査するため均一組織の得やすい M 組織とした。 YS , TS ともに P 値の増加とともに減少し, γ 粒度にかかわらず同一の直線にのつている。 El , RA は P 値とともに増加し, やはり γ 粒度の影響は見られなかつた。

${}_vT_{rs}$ - P 値の関係も粗粒材の ${}_vT_{rs}$ が高いことを除いて, γ 粒度の影響はほとんどなく, $P^* = 18$, $\Delta_vT_{rs}/\Delta P = 25^\circ\text{C}$ である。 ${}_uE_s$ の SR 処理に伴う変化にも γ 粒度の影響は見られなかつた。

以上の結果から, C-Mn 鋼の SR 処理に伴う機械的性質の変化に及ぼす γ 粒度の影響はほとんどないと考えられる。

3.3 SR 温度, 時間の影響

Table 2 に 1.4 Mn-0.5 Mo-0.65 Ni 鋼 (D 鋼), 2.25 Cr-1Mo 鋼 (G 鋼) 及び 1 Cr-0.5 Mo 鋼 (F 鋼) を用い,

Table 2. Effect of stress relieving temperature on mechanical property at a certain tempering parameter.

Steel	Tempering parameter ($\times 10^{-3}$)	Stress relieving ($^{\circ}\text{C}\times\text{h}$)	YS (kgf/mm^2)	TS (kgf/mm^2)	El (%)	RA (%)	vT_{rs} ($^{\circ}\text{C}$)	E_s ($\text{kgf}\cdot\text{m}$)
D	19.0	580 \times 190	65.9	73.7	27.4	70.7	-78	12.5
		630 \times 11	67.1	75.4	28.1	71.4	-89	11.2
		680 \times 0.9	66.3	75.0	29.6	73.2	-97	12.4
G	21.0	630 \times 1700	42.6	53.6	39.6	74.4	-42	14.1
		680 \times 115	45.2	54.6	41.8	75.7	-66	15.7
G	20.2	640 \times 135	53.6	66.1	28.5	74.1	-19	20.0
		730 \times 1.4	51.8	63.9	30.8	78.1	-55	23.4
F	20.0	620 \times 195	—	201*	—	—	-80	24.5
		650 \times 37	—	198*	—	—	-104	20.7
		680 \times 8.1	—	196*	—	—	-118	20.7

* Vickers hardness

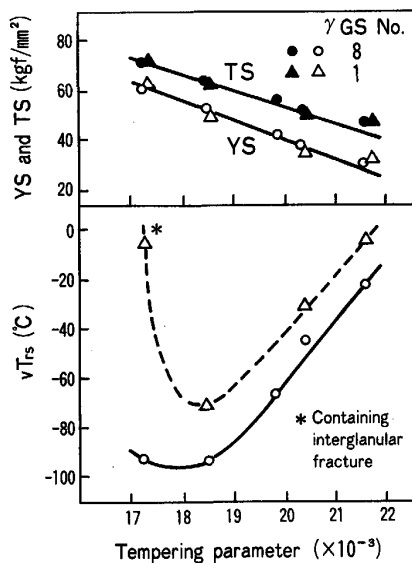


Fig. 4. Effect of austenite grain size on the relationship between strength and toughness, and tempering parameter in Steel A.

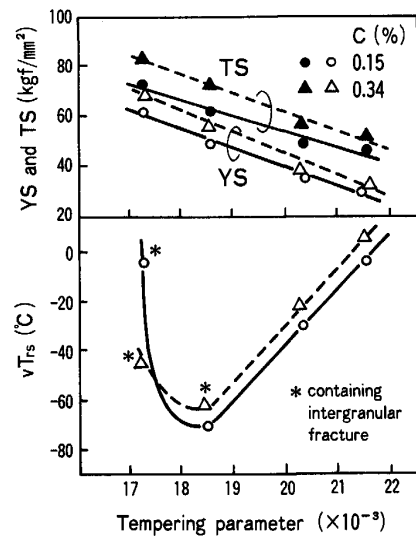


Fig. 5. Effect of carbon content on the relationship between strength and toughness, and tempering parameter.

同一 P 値で SR 処理を行つた場合、SR 温度、時間条件により機械的性質がどのように変化するか調査した結果を示す。D 鋼、F 鋼は M 組織、G 鋼は B 組織である。すべての実験条件において、同一 P 値では YS、TS は $\pm 1.5 \text{ kgf}/\text{mm}^2$ 以内にあり、SR 温度、時間の影響はないと考えられる。ところが、 vT_{rs} は SR 温度が高い方が低下しており、 E_s および D、G 鋼の El 、 RA は SR 温度の上昇に伴い増大する傾向がみられる。シャルピー破面の脆性域の観察から、低温 SR 処理材でも粒界破壊は観察されず焼もどし脆性が関係していることはない。

D 鋼では P 値として P^* 値付近の 19 と P^* 値より大きい 21 の 2 条件で試験しているが、SR 脆化域である $P=21$ における高温短時間 SR 処理が vT_{rs} 低下により有効であることがわかる。

SR 処理の主目的の一つは溶接残留応力の除去であ

る。上田ら⁹⁾は溶接部の残留応力は SR 温度に加熱中および加熱保持の初期に大部分除去され、SR 時間の寄与は小さく、高温 SR 処理が有効であると報告している。このように残留応力の除去と SR 処理後の靱性のいずれに関しても高温短時間 SR 処理が有利である。しかしながら、現行の規格では SR 時間は鋼材の肉厚により決められており、厚肉材では長時間の SR 処理を施す必要があり、高温短時間 SR 処理の実用化は困難である。

3.4 C 量の影響

SR 処理に伴う引張特性、衝撃特性の変化に及ぼす C 量の影響を 0.15C-1.5 Mn 鋼 (A 鋼) および 0.34 C-1.5 Mn 鋼 (B 鋼) を用いて調査した結果を Fig. 5 に示す。マイクロ組織は 3.2 で述べたと同様の理由で M 組織とした。YS、TS は両鋼とも P 値の増加とともに低下するが、低下の度合いは C 量の高い B 鋼の方が大

である。ElのP値の増加に伴う変化はC量によらずほぼ同じであった。RA, vE_s はC量の低いA鋼がB鋼より高いが、P値の増加に伴う変化にC量の影響はみられなかった。 vT_{rs} -P値の関係もC量の低いA鋼の vT_{rs} がB鋼のそれより若干低いが、 P^* 値や $\Delta vT_{rs}/\Delta P$ の値にC量の影響はみられない。

以上の結果から、C-Mn鋼のSR処理に伴う機械的性質の変化に及ぼすC量の影響は強度の変化に見られるが、靱性、延性の変化にはほとんど見られない。

3.5 Mn, Cr, Mo量の影響

Fig. 6, 7に0.15C-1.5Mn鋼(A鋼), 1.4Mn-0.5Mo鋼(C鋼), 0.5Mn-1Cr-0.5Mo鋼(F鋼), 0.5Mn-2.25Cr-1Mo鋼(H鋼), 0.5Mn-5Cr-0.5Mo鋼(I鋼)のSR処理に伴う引張特性及び衝撃特性の変化を示す。いずれの鋼でもYS, TS, YRはP値の増加とともに減少する。直線の勾配, 低P値での強度は鋼種によつて若干異なるが $P=22$ 付近で各鋼のYS, TSはほぼ同じ値となる。El, RA, vE_s のSR処理による変化の傾向は鋼種間でほとんどみられない。

Fig. 7から、 P^* 値は17.8(A鋼), 18.5(C, F鋼), 19.8(H鋼), 19.8(I鋼)とCr, Mo量の多い鋼ほど P^* 値は大となる。また、C, F鋼の P^* 値が等しいこ

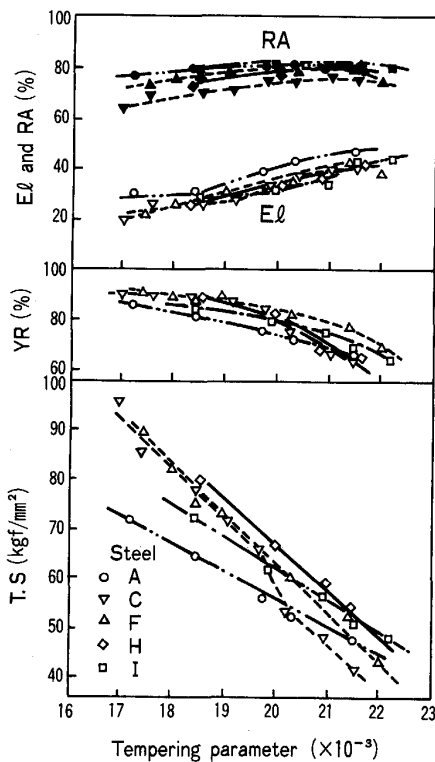


Fig. 6. Effect of manganese, chromium and molybdenum contents on the relationship between tensile property and tempering parameter.

とから、 P^* 値に対するMnとCrの効果は同程度と思われる。Fig. 8に示すように P^* 値は $1/5(Mn(\%) + Cr(\%)) + Mo(\%)$ の値と直線関係にあり、Mn, Cr, MoはSR脆化の開始を遅らせるのに有効であるが、特にMoはその効果が大きい。 $\Delta vT_{rs}/\Delta P$ はMn鋼(A鋼)よりMn-MoまたはCr-Mo鋼(C, F, H, I鋼)の方が大きい、Mn, Cr, Mo含有量による差はほとんどない。

Mn, Cr, Mo含有量によるSR脆化の開始するP値(P^* 値)の変化についてはMn, Cr, Mo量の増加による炭化物の粗大化抑制, 下部組織の回復・再結晶の遅れ,

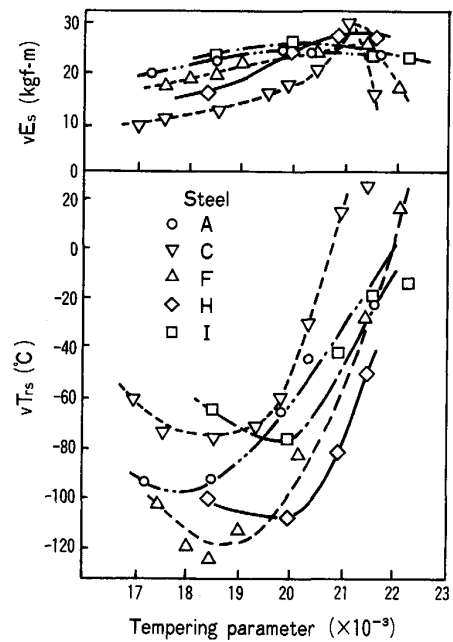


Fig. 7. Effect of manganese, chromium and molybdenum contents on the relationship between impact property and tempering parameter.

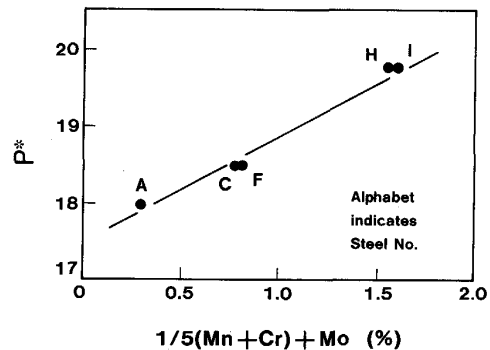


Fig. 8. Effect of manganese, chromium and molybdenum contents on tempering parameter (P^*) at which the lowest vT_{rs} was obtained.

Table 3. Effect of applied stress on hardness and impact property after stress relief annealing.

Steel	Stress relieving	Tempering parameter	Stress	HV	T_{rs} ($^{\circ}$ C)	vE_s (kgf-m)
D	650 $^{\circ}$ C \times 1h	18.5 \times 10 ³	No Add.	269	-106	2.7
			Add.	269	-107	2.9
D	650 $^{\circ}$ C \times 25h	19.8 \times 10 ³	No Add.	211	-106	3.2
			Add.	213	-112	3.4
G	680 $^{\circ}$ C \times 1h	19.0 \times 10 ³	No Add.	250	-70	4.5
			Add.	249	-73	4.8
G	680 $^{\circ}$ C \times 17h	20.2 \times 10 ³	No Add.	206	-82	4.9
			Add.	205	-73	4.8
G	680 $^{\circ}$ C \times 350h	21.5 \times 10 ³	No Add.	167	-38	4.2
			Add.	162	-45	4.2

合金炭化物の析出などと密接な関係があるが、詳細については次報で報告する。

3.6 応力付加の影響

1.4 Mn-0.5 Mo-0.65 Ni 鋼 (D 鋼) および 2.25 Cr-1 Mo 鋼 (G 鋼) を用い、応力付加による SR 処理後のかたさ及び衝撃特性の変化を調査した結果を Table 3 に示す。いずれの SR 処理条件においても応力付加材と無付加材の間にかたさの相違は見られない。また、 vT_{rs} , vE_s に関しても、応力付加材と無付加材の間にはほとんど差が見られない。すなわち、降伏応力程度の残留応力付加により SR 処理後の機械的性質の変化はないといえる。ROSENSTEIN と ASCHE¹⁰⁾ は塑性ひずみの付加により SR 脆化量が増すと報告しているが、SR 温度が 500 $^{\circ}$ C と低くいわゆる焼もどし脆性への影響を調査していると考えられる。

以上の結果は、残留応力が存在する実際の溶接構造物の SR 処理による機械的性質の変化を熱履歴のみをシミュレートすることにより推定できることを示している。

3.7 焼もどし脆性との関係

SR 処理は SR 温度に長時間保持後徐冷されるので、SR 脆化は (1) SR 温度に長時間保持中に起こる脆化と (2) 冷却中に 500 $^{\circ}$ C 付近を徐冷されることによる焼もどし脆性¹¹⁾ に起因することが考えられる。なお、前節までは SR 処理時の徐冷速度は 30 $^{\circ}$ C/h であつたが、いずれの供試材においても徐冷中の脆化は認められなかつた。すなわち、SR 脆化はすべて SR 温度に保持中に生じたものであつた。そこで焼もどし脆化感受性を有する 2.25 Cr-1 Mo 鋼 (H 鋼) および 1 Mn-1 Cr 鋼 (E 鋼) を用いて、SR 脆化を SR 温度に保持中の脆化と徐冷中の脆化に分離し、両者が SR 処理の進行とともにどのように変化するかを調査した。Fig. 9 は SR 温度で保持後水冷した供試材と 600 \sim 300 $^{\circ}$ C の温度域を 10 $^{\circ}$ C/h

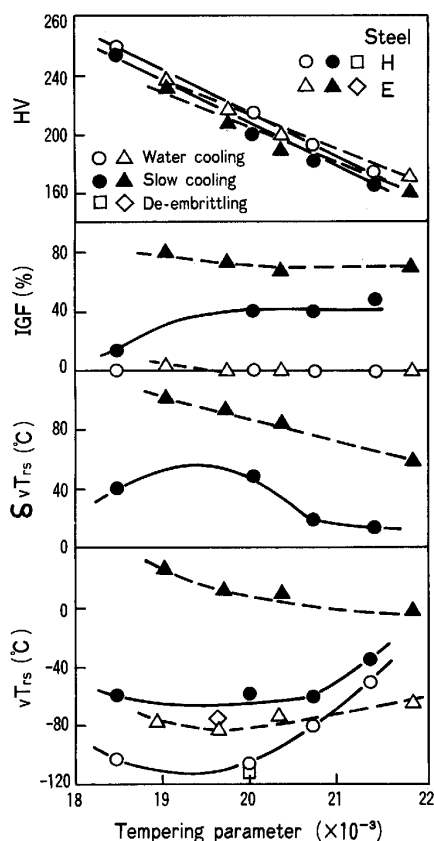


Fig. 9. Effect of cooling rate in stress relief annealing on the relationship between hardness, toughness, and fraction of intergranular fracture (IGF), and tempering parameter.

で徐冷した供試材についてかたさと vT_{rs} を P 値に関して整理したものである。また図中には水冷材と徐冷材の vT_{rs} の差 (δvT_{rs}) と脆性破面が 90% 以上の試験片における粒界破面率の測定結果を示した。

硬さは徐冷材の方が冷却中の焼もどしの進行により水冷材よりわずかに低い、両材とも P 値の増加とともに直線的に低下する。一方、 vT_{rs} は水冷材より徐冷材の方が高く、破面観察から、徐冷材の脆性破面中には粒界破壊が含まれており、焼もどし脆性による vT_{rs} の上昇が生じていることがわかる。徐冷中に焼もどし脆性が生じていることは一部の供試材において、徐冷材を 650 $^{\circ}$ C に再加熱し、急冷すると vT_{rs} は水冷材のそれに等しくなることから明らかである。

P 値の増加に伴う vT_{rs} の変化は H 鋼においては水冷材と徐冷材ではほぼ同様であり、 P^* 値もほぼ同じである。一方、E 鋼では水冷材の vT_{rs} は P 値とともに上昇する傾向にあるが、徐冷材では逆であつた。しかしながら、両鋼とも δvT_{rs} は P 値の増加に伴い減少する傾向がみられる。焼もどし脆化量が長時間の焼もどしにより減少

することは、2, 3 の低合金鋼で報告¹²⁾されており、これと同様の現象が生じていると考えられる。

粒界破面率は H 鋼では P 値が約 20 以上ではほとんど変化しないが、 $P=18.5$ では非常に少なくなっている。E 鋼でも P 値が変化しても粒界破面率は 70~80% の間であり大きく変化しない。一般に焼もどし脆性による $\delta_v T_{rs}$ が減少すると、粒界破面率も減少すると考えられるが、本実験では粒界破面率にほとんど変化がみられなかった。

粒界破面率の多い E 鋼徐冷材についてオージェ電子分光によりりんの粒界偏析量を測定した結果、Fe とりんのピーク高さ比は 0.11 ($P=19.0$), 0.11 ($P=20.3$), 0.10 ($P=21.8$) で、りんの偏析量は P 値に関係なくほぼ一定の値を示した。このことは SR 処理の進行にともなう焼もどし脆化量の減少は、りんの粒界偏析量の低下すなわち粒界脆化の軽減によるものではないと考えられる。H 鋼の低 P 値の供試材については $\delta_v T_{rs}$ がかなり大きいにもかかわらず粒界破面率が少なかったが、この原因については現在のところ不明である。

E 及び H 鋼の水冷材と徐冷材の SR 処理に伴う組織変化を 2 段レプリカ法で観察したところ、 P 値の増加により、炭化物の凝集、粗大化およびフェライト粒の再結晶が明瞭に認められたが、水冷材と徐冷材の間には SR 処理の程度にかかわらず組織的な差異はほとんど見られなかった。

一般に材料の脆性破壊強さ σ_f は Griffith-Orowan の式¹³⁾により (1) 式で表される。

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E\gamma_p}{\pi C}} \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 E はヤング率、 C は半クラック長、 γ_p は破壊に伴う塑性変形に費やされた単位面積あたりのエネルギーである。焼もどし脆化による粒界破壊の出現は不純物元素の粒界偏析による粒界近傍の γ_p の低下が支配的であると考えられる¹⁴⁾。粒内破壊強さを σ_{fi} 、粒界破壊強さを σ_{ji} 、粒内破壊と粒界破壊の γ_p をそれぞれ γ_{pi} 、 γ_{pj} とすると、 $\sigma_{fi} \gg \sigma_{ji}$ すなわち $\gamma_{pi} \gg \gamma_{pj}$ のときは粒内破壊が優先し、 $\sigma_{ji} \ll \sigma_{fi}$ すなわち $\gamma_{pj} \ll \gamma_{pi}$ のときは粒界破壊が優先すると考えられる。 γ_{pj} は不純物元素の粒界偏析量に依存すると仮定¹⁵⁾ すると、SR 処理の進行により P 値が増加しても、徐冷材のりんの粒界偏析量は変化しなかつたので γ_{pj} すなわち σ_{ji} は一定と考えられる。そこで、 P 値増加により $\delta_v T_{rs}$ が減少した原因は σ_{fi} が低下、すなわち γ_{pi} が減少し、 σ_{ji} に近づいたためと考えられる。

なお、SR 処理の進行による σ_{fi} の低下の原因については次報⁶⁾で詳細に考察する。

4. 結 言

圧力容器用鋼の SR 処理後の強度、靱性に及ぼす合金元素、組織などの影響を調査した結果次のことが明らかになった。

(1) Mn-Mo および Cr-Mo 鋼の SR 処理に伴う強度の低下は M 組織が最も大きく、次いで B 組織であり、F-P 組織ではほとんど見られない。 P^* 値は組織によりほとんど変化しないが、 $\Delta_v T_{rs}/\Delta P$ は M 組織が最も大きく、B 組織、F-P 組織の順である。

(2) C-Mn 鋼の SR 処理に伴う強度、靱性の変化は γ 粒径によらず同一の挙動を呈した。

(3) Mn-Mo および Cr-Mo 鋼において、同一 P 値であれば SR 温度が高いほど $\delta_v T_{rs}$ は低くなる。

(4) C-Mn 鋼において、C 量が多いほど SR 処理に伴う強度の低下は大きい、 P^* 値、 $\Delta_v T_{rs}/\Delta P$ への影響は認められない。

(5) P^* 値は $\frac{1}{2}(\text{Mn}(\%) + \text{Cr}(\%)) + \text{Mo}(\%)$ の量が増加すると直線的に増加する。

(6) 溶接残留応力程度の付加応力は、Mn-Mo および Cr-Mo 鋼の SR 処理後の硬さ、靱性に影響しない。

(7) SR 処理中の徐冷に伴う焼もどし脆化量は P 値の増加とともに減少する。

文 献

- 1) 宮野樺太男, 島崎正英, 長谷川昭夫: 日本製鋼所技報 (1971) 29, p. 11
- 2) 薄田 寛, 辻 一郎, 安藤智純, 檜原愛尚: 三菱重工技報, 5 (1968), p. 396
- 3) 薄田 寛, 辻 一郎: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 1213
- 4) 宮野樺太男, 足立孝夫, 中野利雄: 日本製鋼所技報 (1971) 29, p. 3
- 5) 榎並禎一, 佐藤新吾, 田中智夫, 船越督己: 川崎製鉄技報, 6 (1974), p. 145
- 6) 勝亦正昭, 小出憲司, 梶 晴男: 鉄と鋼, 75 (1989), p. 361
- 7) J. GURLAND and J. PLATEAU: Trans. Am. Soc. Metall., 56 (1963), p. 442
- 8) 井上 毅, 木下修司: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 90
- 9) 上田幸雄, 高橋英司, 福田敬三, 坂本公一, 中長啓治: 溶接学会誌, 47 (1978), p. 500
- 10) A. H. ROSENSTEIN and W. H. ASCHE: Temper Embrittlement in Steel, ASTM STP 407 (1968), p. 20
- 11) 木下修司, 勝亦正昭: 材料研究委員会報告, 鋼の焼もどし脆性に関する研究 (日本鉄鋼協会編) (1976), p. 95
- 12) 例えば, L. D. JAFFE and D. C. BUFFUM: Trans. Metall. Soc. AIME, 209 (1957), p. 8
- 13) E. OROWAN: Weld. J., 34 (1955), p. 157-S
- 14) 勝亦正昭, 木下修司: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2051
- 15) M. E. FINE and H. L. MARCUS: Metall. Trans., 2 (1971), p. 1473