- 2) 入江, 橋本, 稲垣: 同上(第2報), 本誌46-8(1977), 501-508
- 3) D.C. Schubert and B.W. Schumacher: Effect of Electron Scattering in the Metal Vapor on The Energy Dissipation in The Cavity Present During Electron Beam Welding, 3rd Int. Conf. Electron and Ion Beam Sci. and Tech., 1968, 269~290
- 4) Y. Arata and I. Miyamoto: Processing Mechanism of High Density Beam (Report I), Trans. JWRI, 2-2(1973), 19-22
- 5) 入江, 橋本, 稲垣: 電子ビーム溶接の溶込み深さに関する研究(第2報), 本誌46-9(1977), 642-648
- 6) C.J. Calbick: Interaction of Electron Beam with Thin Film; Physics of thin films, 2(1964), 63~145
- 7) H. Kanter: Energy Dissipation and Secondary Electron Emission in Solids, Phys. Rev., 121-3(1961), 677~681
- 8) R.F.W. Pease: The determination of the area of emission of reflected electrons in a scanning electron microscope, J. Sci. Instrum., 42(1965), 158~159
- 9) K. Schur: Anflösungsvermögen und Kontrast von Oberflächenstufen bei der Abbildung mit einem Raster-Elektronenmikroskop (Stereoscan), Z.f. angew. Physik, 23-6(1967), 405~412
- 10) T.E. Everhart and M.S. Chung: Idealized spatial emission distribution of secondary electrons, J. Appl. Phys., 43-9(1972), 3707~3711
- 11) H. Drescher, L. Reimer and H. Seidal: Rücksteukoeffizient und Sekundärelektronen—Ausbeute von 10—100keV—Elektronen und Beziehungen zur Raster-Elektronenmikroskopie: Z.f. angew. Physik, 29-6(1970), 331~336
- 12) R. Shimizu and K. Murata: Monte Carlo Calculation of the Electron-Sample Interaction in Scanning Electron Microscope, J. Appl. Phys., 42-1(1971), 387~394
- 13) K. Murata, T. Matsukawa and R. Shimizu: Monte Carlo Calculation on Electron Scattering in Solid Target, J.J. Appl. Phys., 10-6(1971), 678~686
- 14) K. Murata: Monte Carlo Calculations on Electron Scattering and Secondary Electron Production in the SEM, Proc. of the Workshop on Electron Specimen Interactions, (1973), 267~276

2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の応力除去焼なまし割れに及ぼす 母材硬さ及び不純物の影響*

—低合金鋼の応力除去焼なまし割れ防止に関する研究(第1報)—

松坂 矯**, 桐原誠信**, 正岡 功**, 吉岡孝利**

Effects of Base Material Hardness and Impurity Contents on Stress Relief Cracking in 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo Steel*

—Study on Prevention of Stress Relief Cracking in Low Alloy Steels—

by Takeshi Matsuzaka**, Seishin Kiriara**, Isao Masaoka** and Takatoshi Yoshioka**

Effects of hardness and impurity contents of base materials on stress relief cracking susceptibility of 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel welds were examined. The results are summarized as follows;

- 1) Stress relief cracking susceptibility was increased with increasing of base material hardness.
- 2) Stress relief cracking susceptibility was increased with increasing of $\bar{X}=(10P+5Sb+4Sn+As)/100$.

1. 緒 言

火力, 原子力及び化学機器用圧力容器などに使用されている低合金鋼は, 溶接後の応力除去焼なまし(以下SRと略記する)過程で, 溶接熱影響部(以下HAZと略記する)にSR割れが発生し易い性質を有している。したがって, これらの溶接構造物の信頼性・安全性を向

上させるためには, SR割れの発生機構や要因を明確にし, その防止対策を確立しておく必要がある。

SR割れ発生機構については, 内木ら¹⁾は粒界すべりなどについて, 井川ら²⁾及び菊地ら³⁾はHAZの塑性変形能の観点から検討し, すでに報告している。SR割れ防止法については, 内木ら¹⁾及び伊藤ら⁴⁾は化学成分上から防止を考えるAG及びP_{SR}式を提案している。また, 著者らは化学成分及び拘束応力など施工面からの防止判定式 σ_{SR} を提案している⁵⁾。一方, 最近では, 母

*原稿受付 昭和54年4月26日(昭和53年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 (株)日立製作所 日立研究所 Member, Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd.

Kind of Material	Chemical Compositions															Hardness (Hb)
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Sn	Sb	As	Ceq	X		
A	0.14	0.25	0.57	0.015	0.005	0.05	2.31	0.96	0.03	0.020	0.031	0.090	0.95	17.9	16.7	
C	0.12	0.31	0.52	0.010	0.009	0.21	2.41	0.97	0.01	0.080	0.096	0.090	0.95	16.9	17.4	
D	0.13	0.20	0.54	0.013	0.008	0.21	2.18	0.96	0.01	0.030	0.007	0.080	0.91	15.4	18.4	
G	0.14	0.39	0.50	0.010	0.013	0.05	2.22	0.95	tr.	0.020	0.006	0.010	0.96	11.2	17.2	
H	0.06	0.26	0.40	0.015	0.015	0.13	2.28	0.94	0.01	0.140	0.023	0.180	0.83	23.6	16.7	
Weld Metal	0.05	0.87	0.83	0.008	0.012	—	2.31	1.03	—	—	—	—	—	—	—	

* Ceq = C + $\frac{1}{6}$ Mn + $\frac{1}{24}$ Si + $\frac{1}{40}$ Ni + $\frac{1}{5}$ Cr + $\frac{1}{2}$ Mo + $\frac{1}{14}$ V (%)

** $\bar{X}$ = (10P + 5Sb + 4Sn + As) / 100 (ppm)⁸⁾

tr.: No. Checked

Table 1 Chemical compositions of base materials and weld metal

Heat Treatment		Mechanical Properties			
Quenching	Tempering	Hardness (Hb)	Y.P. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	El. (%)
930°C x 2h → O.Q.	740°C x 4h	167	42.7	54.3	29.2
	680°C x 5h	187	51.2	64.2	22.5
	630°C x 7h	224	57.9	74.2	19.0

Table 2 Heat treatment conditions and mechanical properties of steel H

材中に含まれる P, S 及び微量不純物が著しく粒界を脆弱化し, SR 割れ感受性を増加させることが報告されている^{6,7)}。

このように SR 割れ発生機構や要因については, 次第に解明されつつあるが, これらを総合してみると, 溶接条件が一定の場合, 継手の SR 割れ感受性を左右する要因は母材の性質であると考えられる。一般に, 鋼構造物製造の際, あらかじめチェックできるのは母材の化学成分と硬さなどの機械的性質である。これらによって, 継手の SR 割れ感受性が判定できれば, SR 割れ防止施工条件の選定は, より容易になる。

そこで, 本研究は, 以上のような観点から, SR 割れに及ぼす母材硬さと不純物量の影響について, 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼を用いて検討する。

2. 実験方法

2.1 供試材

Table 1 は供試 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼及び共金系被覆アーク溶接金属の化学組成と硬さを示す。ここで, $\bar{X}$ 値は Bruscato⁸⁾ が提唱している鋼の焼戻脆性の感受性式によって計算した結果である。Table 2 は母材硬さ調整のための熱処理条件とそれらの機械的特性を示す。

2.2 H 型拘束割れ試験法

Fig. 1 は H 型拘束割れ試験片の形状を示す。拘束度 R_F は約 2,300 kg/mm²・mm, 開先形状はレ型である。溶接はすべて 1 パスで行い, SR 割れ率は, 開先長さ 40 mm 間の 4 断面の平均断面割れ率で評価した。

Fig. 1 Details of H-type restraint specimen

Fig. 2 Schematic diagram of welding procedure conditions

Fig. 3 Details of specimen for stress relaxation test

Fig. 2 は溶接施工条件を示す。入熱量は 15 kJ/cm 一定とし, 予熱温度は SR 開始温度と等しくした。また, SR 時の昇温速度は, SR 割れ発生にほとんど影響しない昇温速度が 200°C/h 以下であることを実験的に確認し, 150°C/h を選択した。

なお, レ型開先の場合ルート部の応力集中が大きく, 低温割れ発生の可能性もある。そこで Table 1 の供試材のうち炭素当量 C_{eq} の最も高い G 材に対し, 本実験で用いた最低の予熱温度である 200°C で溶接を行い, 試験片の温度が 200°C に達した時点で 400°C の電気炉中に入れ 30 分保持したのち徐冷し, 断面検査を行った。この結果, 低温割れの発生は全く認められず, 本実験条件の範囲では低温割れの発生はないことを確認した。

2.3 応力緩和試験

本試験に用いた試験機は試験片及び試験片と同一形状のダミー試験片からなる 2 連式で, ダミー試験片の熱膨張を差動トランスでとらえ, それを試験片に feed back

Fig. 4 Relation between preheating temperature and stress relief cracking ratio for $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel (marked H) with different base material hardness

Fig. 5 Effects of base material hardness on preheating temperature for crack prevention and cracking ratio at preheating temperature of 300°C

させ熱膨張を消去して試験する方式である。Fig. 3 にその試験片形状を示す。試験は初期応力 30 kg/mm²、昇温速度 100℃/h の一定条件でおこなった。

3. 実験結果と検討

3.1 SR 割れに及ぼす母材硬さの影響

Fig. 4 は Table 2 に示す母材硬さの異なる材料の H 型試験片を用いて、SR 割れ率と予熱温度 (SR 開始温度) との関係を求めた図である。SR 割れは母材硬さが高い程、発生しやすいことが明らかである。Fig. 5 は予熱温度 300℃ のときの割れ率及び SR 割れ防止のための予熱温度と母材硬さとの関係をプロットしたものである。割れ率及び割れ防止予熱温度は、母材硬さの増加とともに

Fig. 6 Relation between base material hardness and restraint stress

に、ほぼ直線的に上昇している。この図によれば、SR 割れ防止温度は、母材硬さが H_B で 15 増加すると、約 10℃ 上昇する。この実験結果は、工場溶接で行なっている予熱温度 (250℃～300℃) に比較すると高い値であるが、これは H 型試験片の開先がレ型であるためルート部の応力集中が高いこと⁹⁾、1 パス溶接のためのど厚が小さく (約 4 mm) 高い拘束応力が発生していること¹⁰⁾、及び使用した材料 (H 材) の不純物量が多い ($\bar{X}=23.6$) ことなどが影響しているものと考ええる。

次に、母材硬さの増加にともなう SR 割れ感受性増加の理由について検討する。今回の実験の場合、母材の化学成分及び溶接金属は全て同一のものをを用い、また、HAZ 組織に影響すると考えられる予熱温度及び入熱量も一定で行なっている。したがって、割れ感受性を左右するのは、母材硬さに起因する要因以外には考えられない。

3.2 拘束応力に及ぼす母材硬さの影響

H 型試験片の開先をはさむ両側の拘束部材の表裏面にひずみゲージを貼り、溶接部に作用する平均拘束応力を測定した。測定に用いた試験片は 250℃ の予熱温度で溶接したものである。Fig. 6 にその結果を示す。拘束応力は硬さの増加にともない上昇する傾向にある。一般に拘束応力は拘束度の上昇とともに直線的に上昇するが、拘束度がある値以上になると直線性からはずれ、継手の降伏点に依存する値に飽和する傾向がある。HT-80 では拘束度が 1,500 kg/mm²・mm 以上で直線性からはずれる¹¹⁾。本実験で用いた H 型試験片の拘束度は 2,300 kg/mm²・mm である。したがって、得られる拘束応力は継手 (母材) の降伏点に依存すると考える。Table 2 に示すように母材硬さの増加は降伏点の上昇をともなっている。Fig. 6 の結果は、このような条件下で生じたものと考ええる。しかし、母材硬さが H_B で 57 増加しても拘束応力は 8 kg/mm² の上昇にとどまっており、拘束応力値に

Fig. 7 Stress relaxation curves of base material with different hardness and weld metal

Fig. 8 Relation between base material hardness and stress relaxation ratio at 550°C

よってのみ、割れ感受性に差が現われたとは考えられない。

3.3 応力緩和特性に及ぼす母材硬さの影響

Fig. 7 に硬さの異なる母材の応力緩和曲線を示す。母材硬さが高い程、応力は緩和されにくい傾向を示している。Fig. 8 は Fig. 7 の応力緩和曲線から、昇温過程の 550°C における応力緩和率と母材硬さとの関係を示したもので、母材硬さの増加にともない応力緩和率は直線的に低下している。したがって、母材硬さが高い継手は、高温まで、高応力が残留することになる。

本実験で使用した H 型試験片の場合、SR 割れは昇温過程の 550°C 付近で発生し、600°C 付近で最も進展することを確認している。したがって、この温度域で高応力が保持される継手は、高い SR 割れ感受性を示すはずである。いま、応力緩和率が初期応力値や試験法に依存せず、Fig. 7 の特性に従うと仮定し、Fig. 6 に示す拘束応力値から、昇温過程の 550°C における拘束応力値を求め

Fig. 9 Stress relief cracking susceptibilities of 2¼ Cr-1 Mo steels

Fig. 10 Relation between C_{eq} and vickers hardness in HAZ.

$$(C_{eq} = C + \frac{1}{5}Mn + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{5}Mo + \frac{1}{14}V)$$

ると、 $H_B 167$ の母材を用いたものでは 22.8 kg/mm^2 、 $H_B 224$ のものでは 42.9 kg/mm^2 となり、後者の方が約 20 kg/mm^2 も高い応力値を示すことになる。

このように、母材硬さの増加は、拘束応力値には著しい増加をもたらさないが、昇温過程の応力緩和率と総合されることによって、SR 割れ感受性を増加させるものと考えられる。

3.4 SR 割れに及ぼす不純物量の影響

次に SR 割れに及ぼす不純物量の影響について検討する。供試材は Table 1 に示す 5 種の市販 2¼ Cr-1 Mo 鋼の H 型試験片により検討した。

Fig. 9 は予熱温度と割れ率との関係を示す。材料によって SR 割れ感受性に著しい差が見られる。以下にその原因について検討する。

まず, HAZ の硬さとオーステナイト結晶粒径を測定した。Fig. 10 は各材料の予熱温度250℃における HAZ 硬さを炭素当量 $C_{eq} = C + 1/6Mn + 1/24Si + 1/40Ni + 1/5Cr + 1/4Mo + 1/14V(\%)$ との関係でプロットしたものである。この図と Fig. 9 とを対比すると、最も割れ感受性の高い H 材は最も硬さが低く、割れ感受性の低い D 及び G 材の方が高い硬さを示している。これより、SR 割れ感受性の HAZ の硬さに対する依存性は非常に小さいものと考ええる。また、ルート部近傍の HAZ 粗粒域のオーステナイト粒径は、いずれも 100~200 μ の範囲にあり、SR 割れ感受性との相関性はみられなかった。

つぎに、不純物量の影響について検討する。最近、大西⁶⁾は、鋼の SR 割れ感受性は P, S 及び Sb などの不純物元素の存在によって影響されることを報告している。そこで、従来から鋼の焼戻脆性の感受性を示すとして報告されている $\bar{X} = (10P + 5Sb + 4Sn + As)/100$ (ppm)⁸⁾ を用いて検討した。Fig. 11 は各材料の $\bar{X}$ 値と SR 割れ防止予熱温度との関係を示す。この図では、各材料の母材硬さの影響を除くため、3.1 節で述べた母材硬さと SR 割れ防止予熱温度が直線関係にあることを用いて、すべての材料を母材硬さが $H_B 167$ のときの SR 割れ防止予熱温度に修正してある。これより、SR 割れ防止予熱温度は $\bar{X}$ 値の低下すなわち不純物量の減少とともに低下する傾向にあり、両者には比較的良好な相関性が見られる。しかしながら、 $\bar{X}$ 値の異なる D 材及び G 材が、ほぼ同一の SR 割れ感受性を示すなど、必ずしも一致しない面もあり、更に検討を要する。しかし、 $\bar{X}$ 値の小さい材料を選択することによって、SR 割れ感受性を低下できることがうかがえると思う。

4. 結 論

2 $\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo 鋼の SR 割れに及ぼす母材硬さと不純物量の影響について検討し、その結果を要約すると次の通りである。

(1) 母材硬さの上昇は継手の SR 割れ感受性を増加させる。これは、主として、母材硬さの上昇にともない昇

Fig. 11 Relation between $\bar{X}$ value and preheating temperature for crack prevention

温過程における応力緩和率が低下するためと推察される。

(2) HAZ の最高硬さの高低は、特に SR 割れ感受性に影響しないようである。

(3) 同一鋼種における SR 割れ感受性は焼戻脆性の感受性を表わす $\bar{X} = (10P + 5Sb + 4Sn + As)/100$ (ppm) 値と良い相関性を示し、 $\bar{X}$ 値が小さいほど低下する傾向を示す。

参 考 文 献

- 1) 内木, 岡林: 応力除去焼鈍割れに関する研究 (第3報), 本誌, 39-10 (1970) 1059-1065
- 2) 井川, 中尾, 武原: 鋼の再熱割れに関する基礎的研究 (第1報), 本誌, 47-3 (1978) 153-160
- 3) 菊地, 大西: 鋼溶接部の再熱割れに関する冶金的研究 (第1報), 本誌, 47-2 (1978) 85-92
- 4) 伊藤, 中西: 低合金鋼溶接熱影響部の応力除去焼鈍割れの研究 (第2報), 本誌, 41-1 (1972) 59-64
- 5) 渡辺, 桐原, 今井, 佐藤: 再熱割れに及ぼす溶接条件及び拘束応力の影響, 本会全国大会講演概要集, 18 (1976)
- 6) 大西, 菊池: 鋼溶接部の応力除去焼なまし割れに関する基礎的研究 (第7報), 本会全国大会講演概要集, 22 (1978) 18-19
- 7) 井川, 中尾, 菊地, 武原: 鋼の再熱割れに関する基礎的研究 (第2報), 本誌, 47-7 (1978) 425-432
- 8) R. Bruscato; Temper Embrittlement and Creep Embrittlement of 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo Shielded Metal Arc Weld Deposits, Weld. J. 49 (1970) 148s-156s
- 9) 桐原, 小沼, 渡辺: 高張力鋼の初層溶接部のルート割れに及ぼす開先形状の影響, 本誌, 46-7 (1977) 437-443
- 10) 桐原, 小沼, 渡辺: 高張力鋼多層溶接部の割れに及ぼす溶接中断の影響, 本誌, 46-8 (1977) 522-527
- 11) 鋼材の溶接割れ: 鈴木春義著, 溶接学会技術資料 No. 1 (1976)