低合金鋼溶接熱影響部の応力除去 焼鈍割れの研究(第1報)*

—SR割れの特徴および発生条件の検討—

伊藤慶典** 中西睦夫**

Study on Stress Relief Cracking in Welded Low Alloy Steels (Report 1)*

—The Investigation of the Condition under which Stress Relief Cracking May Occur—

by Yoshinori Ito** and Mutsuo Nakanishi**

Abstract

The conditions under which Stress Relief Cracking (SR cracking) may occur and characteristics of SR cracking have been investigated with welded high tensile strength steels of tensile strength 80 kg/mm² and low alloy steels, 1Cr-0.5Mo-V, Nb, or Ti steels using the bend restraint SR cracking test specimens and y groove restraint SR cracking test specimens.

The following results were obtained from this investigation.

- (1) SR cracking is an intercrystalline cracking which occurs in the coarsened grains region in H.A.Z. during stressrelieving heat treatment and does not occur in deposited metal and unaffected parent metal.
- (2) The residual stress and local stress raisers are necessary to initiate this cracking.
- (3) The aging in H.A.Z. during stressrelieving heat treatment, especially precipitation hardening by the secondary hardening elements, Nb, Ti, V, etc., promotes the initiation of SR cracking. Therefore, the initiation of SR cracking is suppressed when micro structures of the upper bainite, ferrite and perlite are produced in coarsened grain region by the increase of heat input and pre-heating during welding process, and secondary hardenings are limited during stressrelieving heat treatment.

1. 緒 言

溶接によって生じた残留応力の軽減や溶接部の硬化域の軟化を目的として、溶接後、溶接部の応力除去焼鈍が広く行なわれている。

しかし、鋼種によっては、この焼鈍過程で溶接部に割れを発生することが知られており、特に80キロ級以上の高張鋼や Cr-Mo-V 鋼などでは、この応力除去焼鈍割れ(SR割れ)感受性が高いと言われている¹⁾²⁾。

一方、近年、橋梁や圧力容器等大型溶接構造物の増大につれ、高張力鋼や Cr-Mo 鋼厚鋼板の適用分野は急速に広がり、溶接後の応力除去焼鈍時に生ずる割れの問題はきわめて重要となっている。

この応力除去焼鈍割れ(以下SR割れと略す)に関しては内木らの詳細な報告がすでに発表されているが³⁾⁴⁾⁵⁾、未だ解明されていない点もあり、とくに鋼のSR割れ感受性を明確にすることは極めて重要な問題として残され

ている。

本研究では、鋼のSR割れ感受性を明確にする目的の第一歩として、SR割れの特徴、発生条件を検討したものである。

2. 供試材および実験方法

本研究に用いた鋼板の代表的なものを Table 1 に示す。これらは大気溶解により溶製された 100 kg 鋼塊より、鍛造、圧延された試験材および市販 80 HT である。

とくに試験溶製材は溶接後の焼鈍過程で生じる二次硬化元素の時効析出とSR割れとの関係を検討するため、1Cr-0.5Mo 鋼を基本鋼として、V, Nb, Ti をそれぞれ添加した鋼である。

SR割れの再現法としては、溶接部に大きな残留応力が生じるH型拘束試験片やCTS試験片を用い、溶接後SR処理の焼鈍を行なって割れを再現することが従来より行なわれている。本研究では種々の再現試験を検討した結果、Fig. 1, Fig. 2 に示す曲げ拘束試験片およびY開先拘束試験片によるSR割れ再現法を用いた。

* 原稿受付 昭和46年6月25日(45年度春、秋季全国大会にて発表)

** 正 員 住友金属工業(株)中央技術研究所 Member,
Sumitomo Metal Industries Ltd., Central
Research Laboratory.

Table 1 Chemical composition of steels used

(wt %)

Steel No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Nb	Ti	V	B	Sol Al
HT80-1	0.09	0.31	1.18	0.011	0.015	1.58	1.04	0.50				0.06		
HT80-2	0.08	0.49	1.37	0.011	0.015	0.98	0.98	0.54	0.15		0.03	0.05		
HT80-3	0.10	0.30	0.91	0.011	0.019	0.95	0.50	0.48	0.26		0.02	0.06	0.002	0.033
N 1	0.16	0.30	0.60	0.005	0.01		0.99	0.46						
N 8	0.16	0.30	0.56	0.005	0.01		0.97	0.46			0.07			
N 9	0.14	0.29	0.56	0.005	0.01		0.98	0.47		0.06				
N10	0.14	0.30	0.56	0.005	0.01	0.46	1.00	0.47				0.08		
N 4	0.14	0.25	0.52	0.005	0.01		0.98	0.47				0.12

Fig. 1 Bend restraint SR cracking test specimen notched within coarsened grains region in H.A.Z.

Fig. 2 y groove restraint SR cracking test specimen

Fig. 1 に示した曲げ拘束試験片は、試験個数を数多く容易に行なう方法として、溶接継手部より小試験片を切出し、U曲げ拘束の後に、溶接ボンド部や溶着鋼部に正確に切欠きをつけた試験片である。

これらのSR割れ再現試験片は、溶接後、炉中で焼鈍してSR割れを再現した。なおSR割れの大きさは、試験ビード断面を研磨、腐食後、光学顕微鏡観察を行ない、曲げ拘束試験片により再現したSR割れについては、SR割れの深さ/板厚、Y開先試験片については、ルート割れ率で評価した。

溶接はそれぞれの鋼種に見合った市販および試作溶接棒を使用し、溶接電圧 27 V、溶接電流 170 A、溶接速度

150 mm/min の標準条件で一層の被覆棒アーク溶接を行なった。溶接に際しては、溶接割れの発生を防止するため、試験片を予熱して完全に溶接割れを防止した。

3. 試験結果

3-1 SR 割れの形状および発生位置

Photo. 1 は Y 開先拘束試験片に再現したSR割れの一例を示す。割れは Y 開先切欠底部より発生し、溶接熱影響部粗粒域のオースタナイト粒界を伝播した粒界割れで、溶接ボンド部に沿って粗粒域を伝播している。そして、溶接ボンド部や熱影響部の細粒域側へ枝分かれした割れも認められるが、これらの枝分かれした割れはほとんど溶接ボンド、溶着鋼に少しはいった位置および熱影響部細粒域で停止している。したがって、SR割れは溶着鋼部や細粒域で伝播が著しく阻止されることが推察される。この点を明らかにするため、曲げ拘束試験片の切欠き位置を溶着鋼部、溶接ボンド部など溶接部の各部にかえて、応力集中部を溶接各部につくり、SR割れ発生と溶接各部の関係を検討した。また、平滑試験片、余盛残し試験片についても試験を行ない、応力集中度の検討を同時に行なった。

×400

Photo. 1 SR cracking of HT 80-3 in y groove restraint test specimen, stress relieved at 600°C×4Hr F.C.

Table 2 に試験結果を示すが、割れは切欠きが溶接熱影響部粗粒域にある時のみに発生し、溶着鋼部や母材、

Table 2 Relation between SR cracking and the notched region of weld

Notched region on the bend test specimen	cracking	remarks
Weld Metal	Not cracked	
Coarsened grains Region in H.A.Z.	cracked	
fine grains Region in H.A.Z.	Not cracked	
ferrite grain Region in H.A.Z.	Not cracked	
Parent metal not heat-affected	Not cracked	
not notched	Not cracked	
with weld reinforcement	cracked	large stress concentration
"	Not cracked	small stress concentration

- 1) Condition under S.R. treatment-500°C×2Hr A.C.
 2) Specimen with weld reinforcement
 3) HT80-3 steel used, bend SR cracking test specimen

熱影響部粗粒域に切欠きがあっても割れは発生しない、また、平滑試験片ではもちろん割れが発生しないが、余盛残し試験片中、余盛が高く、溶接ボンド部に大きな応力集中が存在する時には割れが発生した。

これらの結果から、SR割れは、主として溶接熱影響部粗粒域に発生する粒界割れで、しかも、溶接熱影響部粗粒域に大きな応力集中がある時のみに発生すると考えられる。したがって応力集中の大きさはSR割れ発生に大きな影響を与える。Fig. 3は溶接熱影響部粗粒域に切欠きを持つ曲げ拘束試験片のU間締付距離を変化させて粗粒域に生じる応力集中の大きさを変化させた時の

Fig. 3 Effect of the residual stress on SR cracking (bend restraint SR cracking test specimen, 600°C×2Hr F.C.)

SR割れの大きさの変化の一例を示す。U間締付距離の減少は切欠底部の応力集中度を著しく増大していると推定され、この距離の減少と共にSR割れは急激に大きくなる。このことから粗粒域に生じている応力集中度がSR割れ発生に極めて大きな役割を演じていることがうかがえる。

3-2 焼鈍温度、時間および合金元素で効果

SR割れの発生と焼鈍温度、焼鈍時間、合金元素の効果を明らかにするため、HT80鋼、1Cr-0.5Mo-V、Nb Ti鋼を使って、400°C~700°Cで0.5Hr~15Hrの焼鈍を行なってSR割れの発生を検討した。SR割れの再現試験片は曲げ拘束試験片およびY開先拘束試験片を用いたがSR割れの発生傾向、大きさには両方の試験片間の差はほとんど生じなかった。

Fig. 4, 5にHT80鋼、1Cr-0.5Mo-V、Nb、Ti鋼曲げ拘束試験片に生じたSR割れの大きさと焼鈍温度の関係を示す。またFig. 6にY開先拘束試験片で行なった再現試験の結果を示す。

SR割れは500°C以上の焼鈍温度で急激に発生し、600°C近傍で最も発生が著しい。しかし、700°Cの焼鈍ではSR割れの発生が抑制される傾向が認められる。しかし、SR割れ感受性の高い鋼（たとえばHT80-3）では、700°Cの焼鈍でも割れの大きさは変化していない。これはFig. 4に示されているごとく、SR割れ感受性の高い鋼では極めて短時間で割れが発生するため加熱過程で割れが発生するためである。

また、Fig. 5, 6に明らかなごとく、SR割れ感受性は合金元素によって著しく影響され、V、Nb、Tiの添加によって感受性は著しく高められる。とくにVの効果は

Fig. 4 Relation between SR cracking and SR heat treatment (HT 80-3, bend SR cracking test specimen)

Fig. 5 Relation between SR cracking and SR heat treatment (1Cr-0.5Mo-V, Nb, Ti, bend SR cracking test specimen)

Fig. 6 Relation between SR cracking and SR heat treatment (y groove restraint SR cracking test specimen, holding for 2Hr)

Nb, Ti に較べて著しく大きい。

このような V, Nb, Ti の添加効果は, SR 割れ発生温度域がこれら 2 次硬化元素の 2 次硬化析出温度域とほぼ対応していることと考えあわせると 2 次硬化析出と関係が深いことが推察される。

Fig. 7 はこれら実験に用いた鋼の焼鈍後の熱影響部粗粒域の時効硬度変化と SR 割れの大きさの関係を横軸に焼戻しパラメーターをとって示す。

実験に用いた鋼には, Cr, Mo, V, Nb, Ti などの 2 次硬化元素が添加されているため焼鈍過程でこれら 2 次硬化元素の時効析出が生じ, 2 次硬化が生じる。とくに 1Cr-0.5Mo 鋼に V, Nb, Ti を添加した鋼では 1Cr-0.5Mo 基本鋼に較べて 2 次硬化析出による軟化抵抗の大きいことが明らかである。そして, SR 割れはこれら 2 次硬化

Fig. 7 Relation between SR cracking and aging hardness in coarsened grains region during SR heat treatment. (bend SR cracking test specimen)

元素添加によって大きく発生しており, そして, 2 次硬化が生じはじめると割が発生し, 過時効軟化域では割れの発生は抑制されている。しかし, 過時効軟化域での割れ発生の抑制は加熱過程で発生する割れが現存するためじゅう分明らかではない。そこで曲げ拘束試験片を用いて, 曲げ拘束をする前に長時間熱処理を行ない, 溶接部を過時効状態にした後, 曲げ拘束を行ない, 再度焼鈍を行なって, 過時効状態での SR 割れ感受性を検討した。

結果を Table 3 に示すが, 長時間熱処理を行なって溶接熱影響部を過時効状態にすることにより, SR 割れの発生は著しく阻止される。

Table 3 Effect of preheat treatment before SR heat treatment on SR cracking

Pre heat treatment→bending and notched→SR treatment

Pre-heat treatment	SR treatment	SR Cracking
400°C 15Hr A.C.	600°C 2Hr	cracked
500°C 15Hr A.C.	"	cracked
600°C 15Hr A.C.	"	cracked
650°C 15Hr A.C.	"	no cracked
700°C 15Hr A.C.	"	no cracked
600°C 48Hr A.C.	"	no cracked

(1) HT80-3 steel used, bend SR cracking test specimen

これらの結果が示すように SR 割れの発生は溶接によって生じた残留応力, 溶接部に存在する応力集中などと共に焼鈍中に生じる時効組織変化, とくに 2 次硬化析出が極めて重要な役割を演じているものと思われる。

Photo. 2 は SR 割れ感受性のきわめて高い 1Cr-0.5Mo-0.12V 鋼再現熱影響部を 600°C で 5Hr, 48Hr 焼鈍した時の電顕レプリカ写真を示す。Photo. 2(a) では

(a) 600°C×5Hr F.C.

(b) 600°C×48Hr F.C.

Photo. 2 Micro structure after aging at 600°C, weld thermal cycle applied specimen of 1% Cr-0.5% Mo-0.12% V steel. (carbon extraction replica)

極めて細かい Fe_3C , Cr_7C_3 の炭化物の粒内全面析出が認められたが, V_4C_3 の析出は確認できなかった. しかしながら長時間熱処理した (b) では大きな Cr 炭化物にまじって, 極めて微細な V_4C_3 全面析出しているのが電子線回折の結果から明らかとなった.

Fig. 6 ですでに明らかにしたごとく, 600°C 2Hr の焼鈍で 2 次硬化が生じているので, V_4C_3 の析出は 600°C×2Hr の焼鈍ですでに生じており, それが非常に微細であるため, レプリカ写真からは確認されなかったものと推定される. また, V_4C_3 の微細析出が V 添加鋼の 2 次硬化のピークに関係することは多くの研究者によって解明されている⁶⁾.

3-3 SR 割れに及ぼす溶接入力熱量, 予熱温度の効果

SR 割れ発生には溶接熱影響部粗粒域の焼鈍中に生じる 2 次硬化析出が大きな関係を持つことが明らかになった. したがって, SR 処理前の粗粒域の組織が引続く焼鈍過程で 2 次硬化析出を生ずる状態でなければ SR 割れ発生は抑制されると考えられる.

溶接熱影響部の組織は溶接部の冷却速度によって, 焼入組織から不完全焼入組織, フェライト組織へと変化する.

上部ベイナイトなどの不完全焼入組織やフェライト組織では炭素や合金元素の過飽和度が小さく, 焼鈍過程での 2 次硬化析出は抑制される. したがって溶接部の冷却速度に影響する溶接入力熱量や試験片の予熱は SR 割れ発生に関係する.

Fig. 8 は HT80-1 鋼, Y 開先試験片に被覆棒アーク溶接, サブマージアーク溶接により種々の入力熱量で溶接し, その後 600°C×10Hr の焼鈍を行なった時の SR 割れの大きさを示す. 溶接入力熱量によって SR 割れの大きさは著しく影響を受け, 入力熱量が 17000 J/cm から 35000 J/cm に変化すると割れの大きさは著しく小さくなる. この時の溶接熱影響部の組織を Photo. 3 に示すが, 17000 J/cm の場合, マルテンサイトと下部ベイナイト組織であるのに対して, 35000 J/cm の場合上部ベイナイトになっており, この組織変化が大きな影響を与

Fig. 8 Relation between heat input of welding and SR cracking (HT 80-1, 600°C×2 Hr F.C.)

(a) 17000 J/cm (b) 35000 J/cm

Photo. 3 Micro structure of coarsened grains region in H.A.Z., HT 80-1

えたと考えられる。(試験片は 300°C 予熱して溶接したので, 組織は通常の組織より大入熱溶接時の組織となっている)。Fig. 9 に予熱温度と割れの関係を示す。

SR 割れは予熱温度が上昇するにつれて発生が抑制される。

これらの溶接入熱量や予熱温度と SR 割れの大きさの関係には残留応力, ビード形状の変化より生じる応力集中部の変化などの因子の影響も同時に含まれているが, 主因は組織因子の変化であると考えられる。

Fig. 9 Relation between the preheating temperature during welding and SR cracking (y groove restraint SR cracking specimen, 600°C×2Hr F.C.)

4. SR 割れ発生機構について の一考察

SR 割れはすでに明らかにしたごとく, 溶接熱影響部粗粒域に発生する粒界割れであり, 溶接時に生じた残留応力および応力集中と, 溶接後の焼鈍過程で生じる粗粒域の時効組織変化との共同的な作用により, 割れが発生する。

このような応力緩和過程で生じる粒界割れ発生機構については多くの研究があり, 粒界じりによる粒界微小クラックの形成および, 粒界クリープによる微小ボイドの形成が重要な因子であるとされている⁷⁾。

内木等は SR 割れ発生に際して, 内部応力による粒界じりが生じ, 粒界の3重点に歪が集中し, 粒界の分離破壊が生じて, SR 割れへと伝播することを確認した²⁾。

このような結晶粒界じりが発生するためには, 粒界じりをおこすための臨界応力以上の応力が働きしかも, この応力が粒内じり変形を生ずる臨界応力以下でなければならず, このような条件が焼鈍過程で成立した時に割れは発生すると考えられる。

したがって, 結晶粒内と粒界の相対的強度差を助長する因子は著しく SR 割れ発生に寄与すると考えられ, 粒

内の強度を高める固溶硬化, 析出硬化や, 粒界脆弱化をもたらし粒界析出や不純物元素の粒界偏析は SR 割れ発生を助長する。

したがってこれら結晶粒内と粒界の相対的強度差を助長する因子の中で, 本研究で明らかにしたごとく, SR 割れ発生には, とくに2次硬化元素の焼鈍中に生じる時効析出による2次硬化すなわち, 粒内の析出強化が極めて重要な役割を演じていると考えられる。

また, 結晶粒が大きければ, それだけ3重点の集中応力は高く, 応力の緩和もそれだけ生じにくいと考えられ, SR 割れが熱影響部粗粒域に発生することもこの面から推定される。

5. 総 括

HT80 鋼および 1Cr-0.5Mo-V, Nb, Ti 鋼など低合金鋼を用いて, 溶接熱影響部粗粒域に発生する SR 割れの特徴, 発生条件を検討し, 次の事項が明らかとなった。

(1) SR 割れは溶接熱影響部粗粒域に発生する粒界割れで, 溶着金属や熱影響部細粒域や母材部などでは発生しない。

(2) SR 割れは溶接後, 500°C 以上で焼鈍することにより初めて発生する。とくに 600°C 近傍で著しく発生する。

(3) SR 割れ発生には, 焼鈍条件ばかりでなく, 溶接部に生じている残留応力, 応力集中が極めて重要な働きをしており, これらのいずれの条件が欠けても割れは発生しない。

(4) SR 割れ発生には焼鈍中に生じる時効変化とくに2次硬化析出が SR 割れ発生を助長する。

したがって, 焼鈍前に粗粒域が過時効状態であったり, 溶接入熱量が大きい場合や予熱によって, 粗粒域の組織がフェライト組織や不完全焼入組織になると SR 割れ発生は抑制される。

参 考 文 献

- 1) J.D. Murray: Stress-relief cracking in carbon and low alloy steels, British Welding Journal, Vol. 14, No. 8 (1967), 447
- 2) J.J. Debarbadillo, A.W. Pense and R.D. Stoat: The creep-rupture Properties of pressure vessel steels-Part II, Welding Journal, Vol. 46, No. 8 (1967) 366s
- 3) 内木, 山崎, 真子, 岡杉: 応力除去焼鈍割れに関する研究 (1報), 溶接学会誌, Vol. 33, No. 9 (1964), 710
- 4) 内木, 岡林, 桑: 応力除去焼鈍割れに関する研究 (2報), 溶接学会誌, Vol. 33, No. 9 (1964), 718
- 5) 内木, 岡林: 応力除去焼鈍割れに関する研究 (3報), 溶接学会誌, Vol. 39, No. 10 (1970), 1057
- 6) K.P. Benky: Precipitation during stress relief of welds in Cr-Mo-V steels, British welding Journal, Vol. 11, No. 10 (1964), 507
- 7) D. McLean: Grain boundaries in metals, Oxford University press, (1957), 334