

## 論 文

UDC 669.14.018.295 : 624.014.25 : 621.785.375 : 620.186.4 : 669.891

80kg/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼の Ca 添加による応力除去  
焼なまし割れの改善大野 恭秀\*・岡村 義弘\*・矢野清之助\*  
藤井 利光\*<sup>3</sup>・山本 広一\*<sup>3</sup>Effect of Calcium Treatment on Stress Relief Cracking in  
80kg/mm<sup>2</sup> Class High Tensile Strength SteelYasuhide ŌNO, Yoshihiro OKAMURA, Seinosuke YANO,  
Toshimitsu FUJII, and Kōichi YAMAMOTO

## Synopsis :

The effects of calcium treatment on stress relief cracking were investigated in Ni-free type HT80 steels. Calcium was added into molten steel in the fountains during bottom pouring. The y-groove restraint cracking test method was primarily used as stress relief cracking test.

As a result, stress relief cracking was remarkably reduced by calcium treatment and close correlation was observed between the susceptibility to stress relief cracking and the amount of free sulphur which was calculated by  $(S_{total}-32/40Ca)$ . The amount of free sulphur is considered to decrease by calcium treatment. This is explained mainly by the reason that stress relief crack tends to propagate along grain boundary as the surface energy of cavities in the grain boundary is decreased by the segregation of free sulphur.

## 1. 序 論

各種のタンク類, ペンストック, 橋梁などの厚鋼板の溶接継手では, 性能向上や溶接残留応力の軽減をはかるため, しばしば, 応力除去焼なまし (以後SR) 処理がおこなわれる。この処理は, 調質鋼では一般に焼もどし温度より少し低い温度でおこなわれ, これによつて残留応力の軽減がはかられるが, 場合によつては, 母材および溶接部を脆化させたり割れを生じたりする。この割れはSR割れと呼ばれ, これまでに多くの研究がなされているが, いまだに不明な点が多く, 実際には, 溶接後の止端部グラインダー仕上げ処理などにより, 割れ発生を防いでいる。

前報<sup>1)</sup>で報告したように, 微量元素と高温粒界割れとの関係を調査した結果, 破面に著しいSの偏析が認められ, Ce, Zrなどの硫化物形成能の強い元素を添加することによつてこの割れが軽減することを見出した。これら

の結果から, この割れの進展には溶接熱により固溶した拡散性[S]が関与していることが示された。本報告では, この知見にもとづいて, おもに実継手によつてSR割れと固溶[S]との関係を調査した。近年, 現場大型炉溶製に際してCaを安定して添加することが可能となり, 介在物の形態制御のためにしばしば使用されている<sup>2)</sup>。この強力な硫化物形成元素に着目し, Caを添加することによつて固溶[S]の量を抑制することによりSR割れを防止することを図つた。

## 2. 実験方法

## 2.1 供試材

供試材料として, Niを含有しない80kg/mm<sup>2</sup>級高張力鋼を使用した。まず, Ca添加によるSR割れ防止の効果を調査するための供試材としてTable 1に示す化学組成の鋼を用いた。170t転炉で溶製し, 下注造塊に際して一部のインゴットにCaを添加し, Ca添加, 無添加

昭和55年4月本会講演大会にて発表 昭和55年7月28日受付 (Received July 28, 1980)

\* 新日本製鉄(株)八幡製鉄所 (Yawata Works, Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yawatahigashi-ku Kitakyushu 805)

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)八幡製鉄所 工博 (Yawata Works, Nippon Steel Corp.)

\*<sup>3</sup> 新日本製鉄(株)基礎研究所 (Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition of steels used. (HT 80)

Materials	(%)															
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	V	B	Ca	Ca/S	Ceq	Pcm	$\Delta G$ <sup>*1)</sup>	$P_{SR}$ <sup>*2)</sup>
A-1	0.11	0.25	0.86	0.018	0.004	0.23	0.77	0.41	0.036	0.0007	—	—	0.522	0.246	0.42	0.18
A-2											0.0050	1.25				
B-1	0.12	0.27	0.90	0.016	0.003	0.26	0.76	0.42	0.040	0.0010	—	—	0.541	0.262	0.47	0.26
B-2											0.0051	1.70				

\*1)  $\Delta G = Cr + 3.3Mo + 8.1V - 2$     \*2)  $P_{SR} = Cr + Cu + 2Mo + 10V + 7Nb + 5Ti - 2$

Table 2. Mechanical properties of steels used.

Materials	Ca-treatment	Tensile test				Charpy test		
		Direction	Y.P (kg/mm <sup>2</sup> )	T.S (kg/mm <sup>2</sup> )	E <sub>l</sub> (%)	Direction	vTrs (°C)	vE <sub>-20</sub> (kg-m)
A-1	Non-treated	1/4t-C	85.0	90.0	20	1/2t-L	<-80	22.9
			84.7	89.5	20	C	-46	10.2
A-2	Ca-treated (Ca/S=1.25)	∥	82.7	91.3	23	1/2t-L	<-80	23.0
			84.2	91.4	23	C	-68	17.9
B-1	Non-treated	∥	80.1	85.5	25	1/2t-L	-62	22.9
			81.0	86.0	24	C	-35	11.4
B-2	Ca-treated (Ca/S=1.70)	∥	82.6	87.4	23	1/2t-L	-93	24.3
			82.2	87.2	22	C	-58	14.2

Table 3. Chemical composition of steels used. (HT 80)

Materials	Thickness mm	(%)														
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	V	B	Ca	Ca/S	Ceq	$\Delta G$	$P_{SR}$
Low S	LS1	0.11	0.21	0.89	0.012	0.002	0.26	0.70	0.42	0.041	0.0008	—	0	0.515	0.418	0.21
	LS2	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	0.0003	0.15	∥	∥	∥
	LS3	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	0.0019	0.95	∥	∥	∥
	LS4	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	0.0030	1.50	∥	∥	∥
High S	HS1	0.11	0.16	0.92	0.013	0.005	0.25	0.70	0.42	0.039	0.0008	—	0	0.518	0.402	0.18
	HS2	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	0.0017	0.34	∥	∥	∥
	HS3	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	∥	0.0039	0.78	∥	∥	∥

に分注したもので、同一組成の鋼を2チャージ溶製した。Caの添加量は、鋼A2、B2とも50ppm程度であり、S量の違いによりCaとSの重量比Ca/Sは、鋼A2は1.25、鋼B2は1.70であった。参考のために、SR割れ感受性を表す式として従来から提案されている $\Delta G$ <sup>3)</sup>および $P_{SR}$ <sup>4)</sup>を計算した結果を表中に示す。本供試材を板厚35mmに圧延後、焼入れ焼もどしをおこないSR割れ試験に供した。Table 2に供試材の機械的性質を示す。

つぎに、Ca添加量の影響を調査するため、0.002%および0.005%の2レベルのS量の成分系を溶製し、おのおのCa量のレベルを変えて分注した。化学組成をTable 3に示す。主要成分元素についてはTable 1と同一組成であり、Ca/Sは0~1.5まで変化させている。溶製は150kg真空溶解で、板厚20mmに圧延後焼入れ焼もどしをおこなって実験に供した。

## 2.2 高温粒界割れ試験

上述の供試材にFig. 1に示す溶接熱サイクル再現処理を施した。試験片寸法、加熱方法は前報<sup>1)</sup>と同じである。最高加熱温度は1350または1400°Cで、保持時間は0~60sであるが、一部の試験では冷却途中1100°Cで1h保持する2段オーステナイト化処理を施した。後述の $\gamma$ 開先拘束割れ試験の熱サイクルにあわせるため、800~500°Cの冷却時間をいずれも7sとした。定荷重破断試験、定歪拘束破断試験およびオージェ分析の方法は前報<sup>1)</sup>と同様である。

## 2.3 実継手SR割れ試験

SR割れ試験として各種試験法<sup>3)</sup>が提案されているが、本報告では2種類の試験方法を用いた。まず、Fig. 2に示す $\gamma$ 開先拘束割れ試験片を用いる方法<sup>4)</sup>により実験した。ルート割れの発生を避けるため予熱温度(本供試鋼のルート割れ停止予熱温度150°C)200°Cで標準条

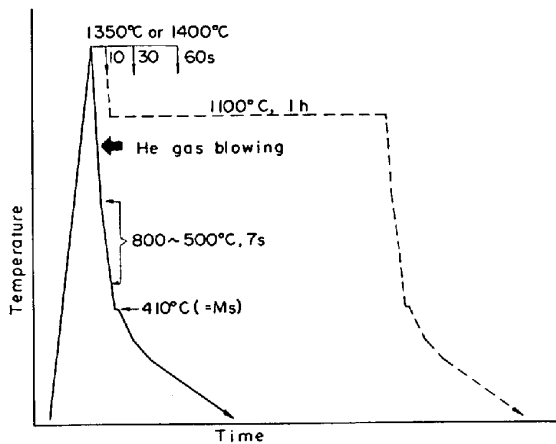


Fig. 1. Heat-affected-zone simulation treatments (Solid line) and a 2-step austenitizing. (broken line)

- 1) Test weld in preheat temperature that root crack does not occur

welding rod : JISD8016  
 welding condition : 170A, 24V, 15cm/min(16.3KJ/cm)  
 preheat temperature : 200°C

- 2) SR treatment  
 450°C × 1hr → A.C.  
 700°C × 1hr → A.C.

- 3) Measurement of SR crack after cutting the five sections

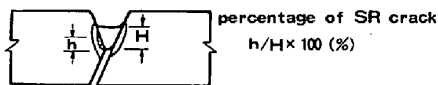
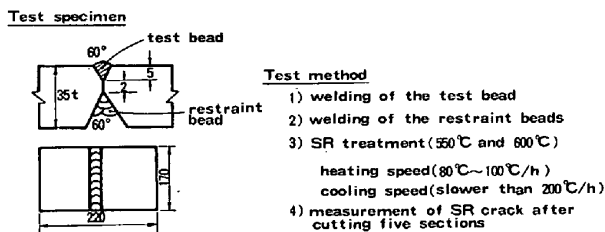


Fig. 2. Y-groove restraint SR cracking test method.



Welding condition

	test bead	restraint beads
welding rod	JISD8016	JISD8016
welding condition	170 A 24 V 15 cm/min	220 A 26 V 15 cm/min
preheat temperature	200°C	200°C

Fig. 3. Test method to simulate the toe SR cracking.

件によって溶接後, SR 割れ試験のため 450~700°C に 1 h 保持して空冷した. 加熱速度は, ほぼ 150°C/h である.

つぎに, 実継手に近い SR 割れ試験法として, Fig. 3 に示す方法<sup>5)</sup>を用いた. SR 条件は, もつとも割れの発生しやすい 550°C および 600°C の温度でおこなった.

また, 実構造物では場所によって拘束度が変化してお

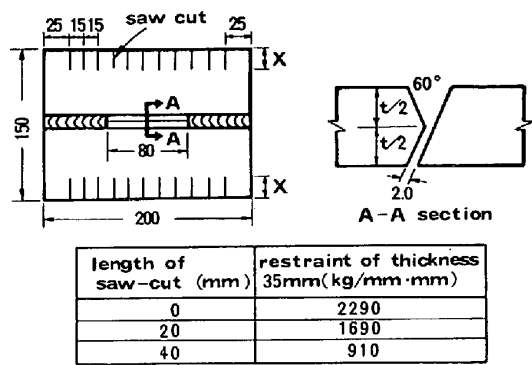


Fig. 4. Geometry of saw-cut y-groove restraint cracking specimen.

り, SR 割れにおよぼす拘束度の影響を調べるため, Fig. 4 に示すスリット入り y 開先拘束割れ試験により拘束度を変えた. 試験方法は Fig. 2 に示す方法と同一である. スリット長さを 20 mm, 40 mm の 2 種類変えた. なお, B の分布状態を調査するため, αトラック法<sup>6)</sup>を用いた.

### 3. 実験結果

#### 3.1 高温粒界割れ感受性におよぼす Ca の影響

転炉溶製した鋼 A1 およびそれに Ca を添加した鋼 A2 の溶接熱サイクル再現処理材 (1350°C, 1 min 保持) について, 600°C での定荷重破断試験および定歪み拘束破断試験の結果を Fig. 5 に示す. いずれも Ca 添加によつて破断時間が長くなることを示している.

ところで, 実継手の粗粒化部は融点直下まで加熱されているが, 再現処理ではそこまで高温には加熱できないので, 最高加熱温度を 1400°C とし, その保持時間の影響を検討した. Fig. 6 に真空溶解鋼について, その保持時間が 600°C での定荷重破断時間におよぼす影響を示す. (応力レベルは 12.5 kg/mm<sup>2</sup> である). 1400°C で

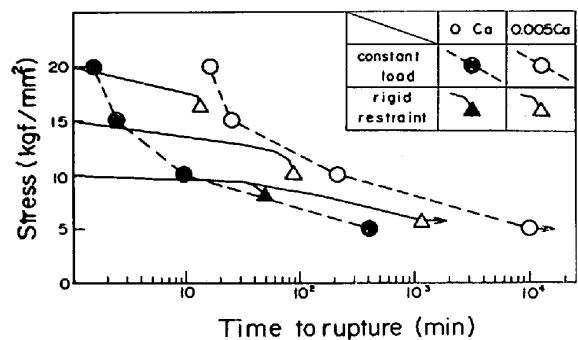
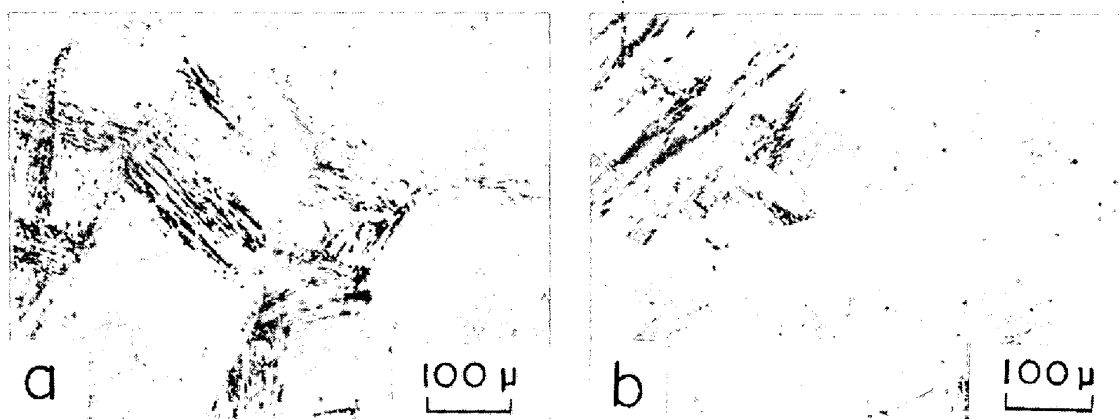


Fig. 5. Effect of calcium addition on the susceptibility to intergranular fracture at 600°C. (heat-affected-zone simulation : 1350°C, 1min. Arrows in the figure mean that the specimens were not ruptured.)



(a) Heat LS4 (0.002%S—0.003%Ca) (b) Heat HS1 (0.005%S)

Photo. 1. Microstructure of test pieces shown in Fig. 6.

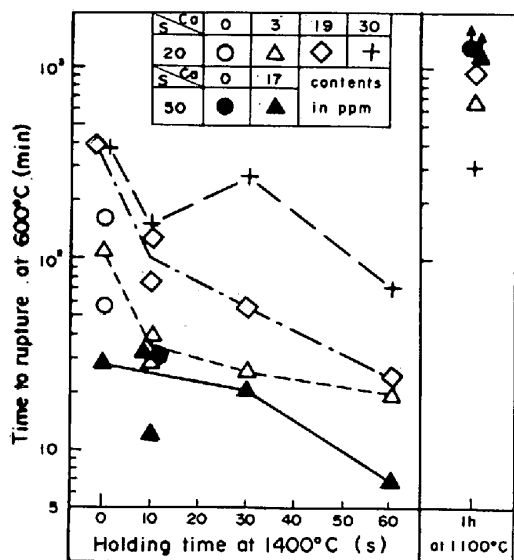


Fig. 6. Effect of heat-affected-zone simulation treatments on the susceptibility to intergranular fracture at 600°C. (Holding time is varied to simulate various heat affected portions in welded joints. The figure also shows the effect of a 2-step austenitizing.)

の保持時間の増加につれて 600°C での破断時間が減少する傾向が全般に認められる。0.005% S 鋼 HS2 では保持なしでも破断時間が短く、保持時間の増加とともに破断時間は緩やかに減少するが、0.002% S 鋼 LS2, LS3, LS4 では 1400°C, 10 s 保持による破断時間の減少が著しい。また、鋼 LS1 から LS4 へと Ca 添加量が増加するにつれて 600°C での破断時間が増加しており、この傾向は後述する y 開先拘束割れ試験結果 (Fig. 12) とよく合致している。Fig. 6 には、2 段オーステナイト処理の効果も併示されている。最高加熱温度、保持時間、および変態前後の冷却速度が同じでも、冷却途中 1100°C で 1 h 保持することによって 600°C での破断時間が著しく長くなっている。Photo. 1 に示すように、

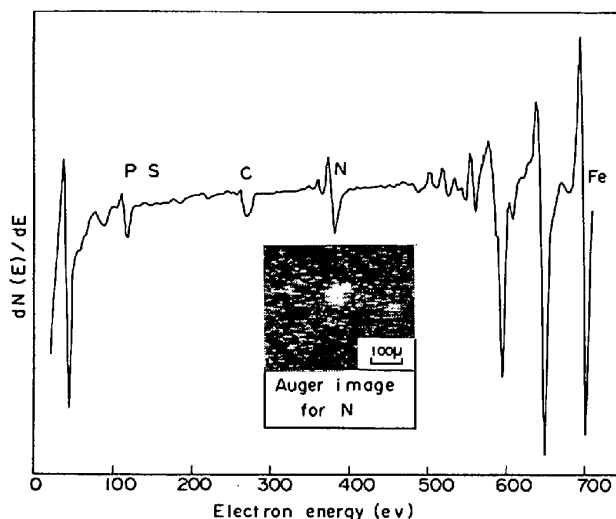


Fig. 7. Auger spectrum and nitrogen image from a intergranular facet exposed by fracture of a test piece in ultra high vacuum, which was stress-annealed 600°C and cooled just before rupture.

Fig. 6 の試験片の組織はいずれも 焼もどしマルテンサイトである。旧オーステナイト粒は 1400°C 保持によって粗粒化する傾向が認められるが、後述するように Ca 添加の粒度への影響は不明瞭である。

破断直前に除荷した Ca 添加鋼の試験片についてのオージェ分析の結果を Fig. 7 に示す。Fig. 7 の写真に示すように、転炉溶製 Ca 添加鋼 A 2 の試験片の粒界破面で、N の濃縮した個所が認められ、そのスペクトルには、2 原子%相当の P ピークの他に、C および N のピークも著しい。一般に<sup>7)</sup> 焼もどし脆性の粒界破面のスペクトルには N のこのような著しいピークは認められていないので、この箇所は高温粒界破面と判定される。S のピークは微小であり、Ca 添加による安定な硫化物が形成されていることがうかがわれる。(前報<sup>1)</sup> に示したように、Ca を添加しないと、高温粒界破面に著しい S の濃縮が認

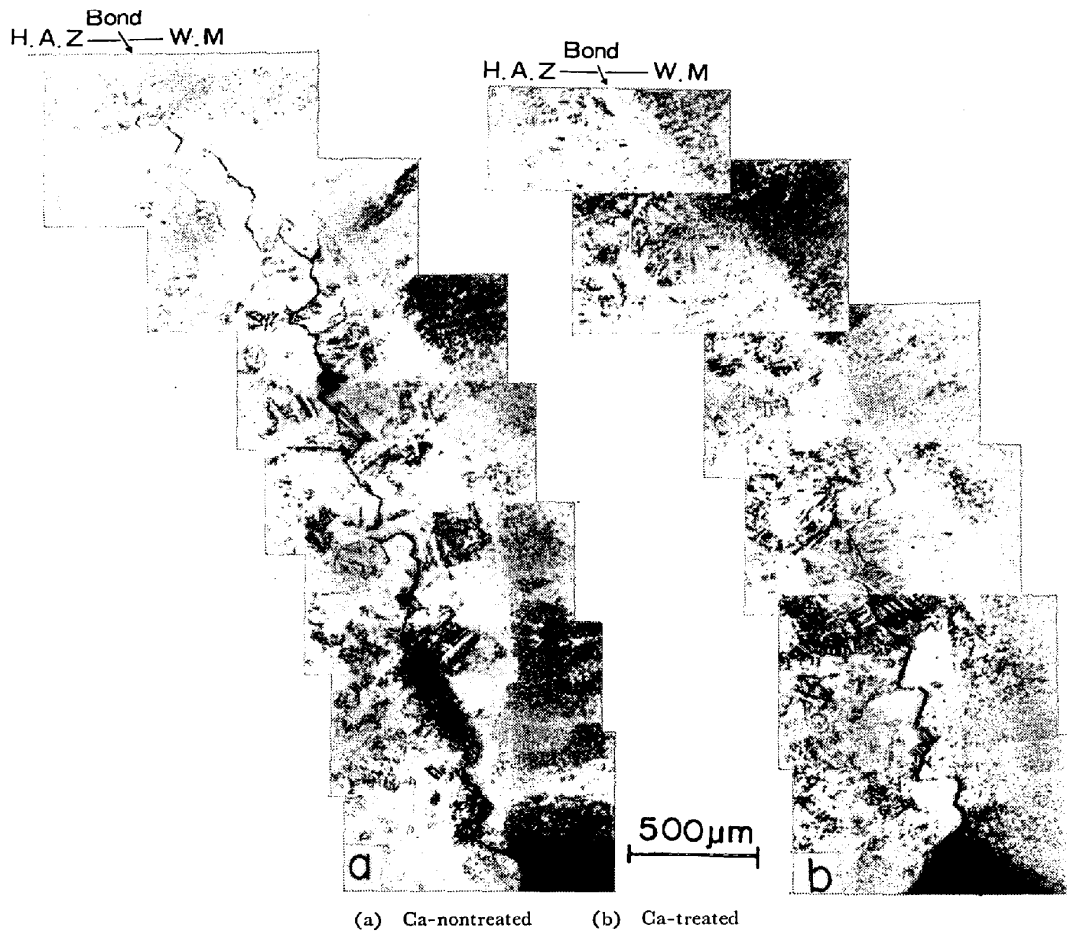


Photo. 2. Typical SR cracking of Steel A1 and A2. (SR temperature 550°C.)

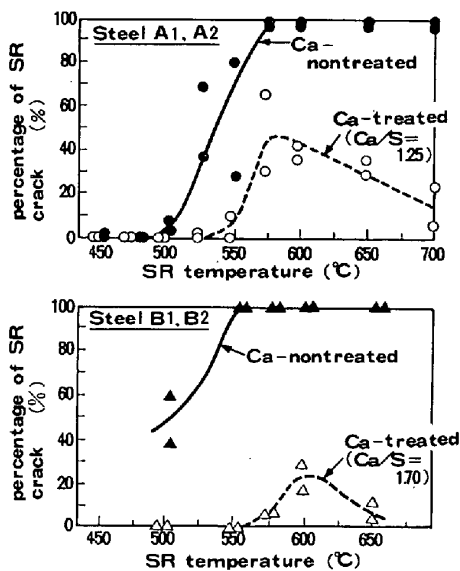


Fig. 8. Effect of Ca-treatment on SR cracking. (y-groove restraint SR cracking test)

められる).なお, スペクトルには Ca のピークは認められない。

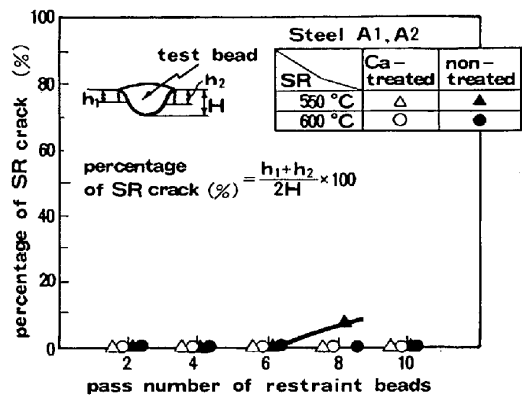


Fig. 9. Effect of Ca-treatment on SR cracking.

### 3.2 SR 割れ感受性におよぼす Ca 添加の効果と拘束度の影響

#### (1) Ca の影響

Fig. 8 に y 開先拘束割れ試験による SR 割れ試験結果を示す。供試材は Table 1 に示した鋼で, Ca 無添加材は SR 温度 550~575°C 以上では 100% の SR 割れ率となつている。一方, Ca 添加材は無添加材に比べて SR 割れ率が大幅に改善されていることがわかる。とくに,

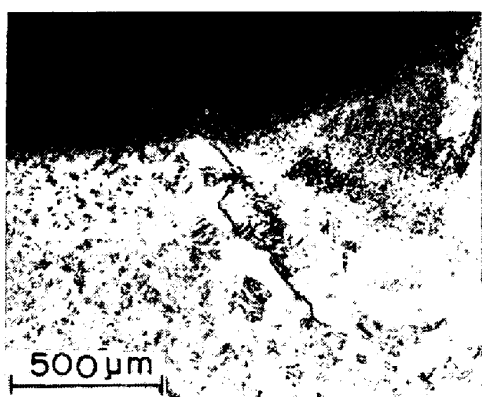


Photo. 3. SR cracking propagated from weld toe. (Steel A1)

Ca/S の高い鋼 B2の方が割れ率が低い。Photo. 2には、SR割れ部の代表的な組織写真を示すが、割れは旧オーステナイト粒界割れであり、Ca添加によつてオーステナイト粒度に大きな差は見出せない。Fig. 9には、Fig. 3によるSR割れ試験を鋼A1、A2についておこなつた結果を示す。SR温度は、550および600°Cでおこなつたが、割れはCa無添加材に1例見出されたのみであつた。その割れ写真をPhoto. 3に示す。

なお、前報<sup>1)</sup>でも示したようにSR割れには、Bが有害である可能性も考えられるので、αトラック法によるBの分布調査をおこない、Ca添加の影響を検討した。Photo. 4にその結果を示すが、Ca添加による差は認められない。

#### (2) 拘束度の影響

以上のように、y開先拘束割れ試験でCa添加によつてSR割れの大幅な改善がみられたが、割れが皆無では

なかつた。一方、実継手に近いFig. 3のようなSR割れ試験では、ほとんど割れ発生がみられず、わずかにCa無添加材の1条件で割れが発生しただけであつた。この違いは拘束度の差によると考えられ、拘束度の影響を検討した。

スリット付きy開先拘束割れ試験の拘束度は、伊藤らの実験<sup>9)</sup>によれば、 $t=35$  mmの場合

スリット長さ  $X=0$  mm 拘束度  $K=2290$  kg/mm $\cdot$ mm

スリット長さ  $X=20$  mm 拘束度  $K=1690$  kg/mm $\cdot$ mm

スリット長さ  $X=40$  mm 拘束度  $K=910$  kg/mm $\cdot$ mm

である。

スリット付きy開先拘束割れ試験によつてSR割れ試験をおこなつた結果をFig. 10に示す。スリットの無い拘束度の高いFig. 8の結果と比較すると割れ率は低下していることがわかる。これを拘束度で整理したのがFig. 11である。縦軸はもつとも割れ率の高い575~600°Cでの値を用いた。拘束度が増すにつれて、割れ率が増す傾向にあるが、Ca添加材では高い拘束度まで割れが発生しない。

#### (3) Ca/Sの影響

つぎに、SR割れとCa量の関係について調査した。供試材はTable 3に示した真空溶解材で、y開先拘束割れ試験によるSR割れ試験をおこなつた。SR温度は、もつとも割れやすい温度の1つである575°Cのみでおこなつた。くりかえし数は2である。試験結果をFig.

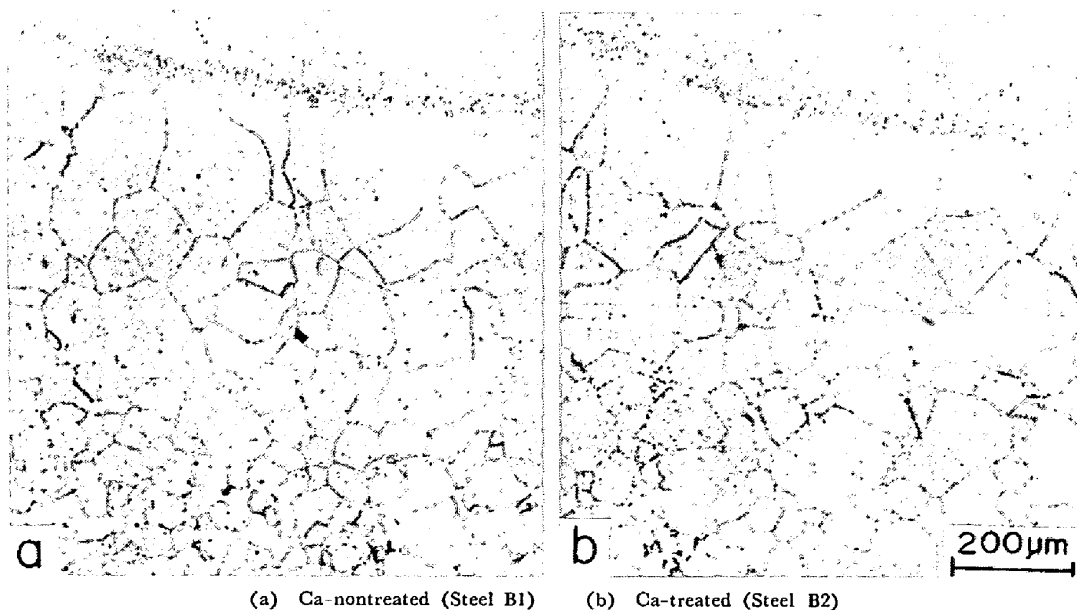


Photo. 4. Boron-autoradiograph at weld portion.

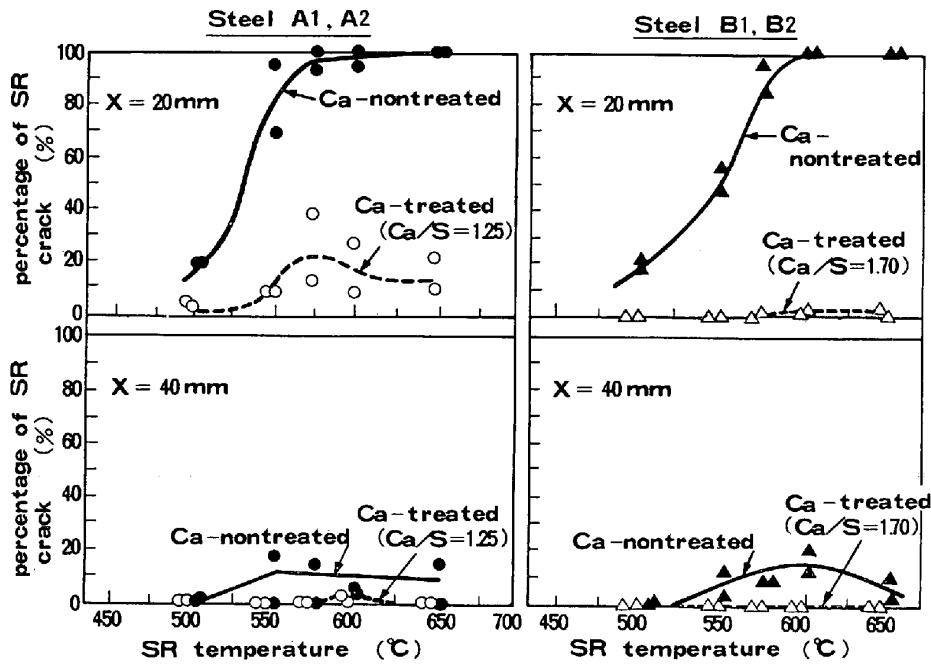


Fig. 10. Effect of restraint intensity on SR cracking. (y-groove restraint SR cracking test, x : length of saw cut)

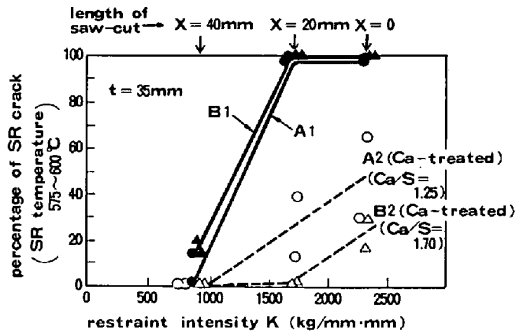


Fig. 11. Effect of restraint intensity on SR crack. (y-groove restraint SR cracking test)

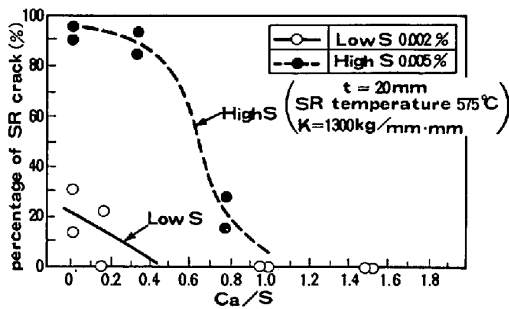


Fig. 12. Relationship between Ca/S and percentage of SR crack. (y-groove restraint SR cracking test)

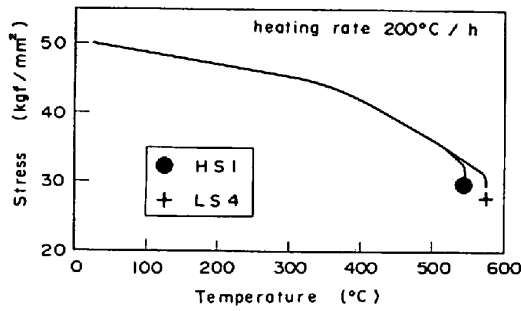
12 に示すが、高 S 材、低 S 材のおのおのについて Ca/S によって整理した。図に示すように、高 S 材、低 S 材とも Ca 量が増えると SR 割れ率が減少する。また高 S 材より低 S 材の方が全体に低い割れ率となっている。

#### 4. 考 察

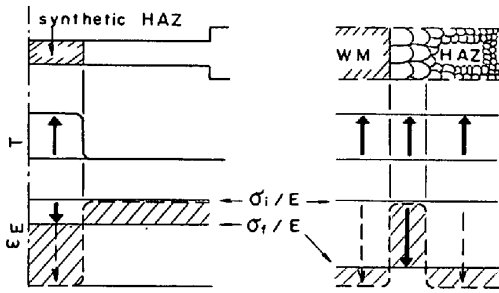
本研究の結果でもつとも注目すべき点は、Ca 添加によって SR 割れが抑制されることである。(Fig. 8~12) 従来、高強度低合金鋼の SR 割れ感受性は Cr, Mo, V などの主要合金元素によって決まると考えられ、 $\Delta G^3)$  や  $P_{SR}^4)$  というパラメータが提唱されて来た。本研究の結果はそれらの判定基準が絶対的なものではないことを示している。ところで、SR 割れ感受性は溶接継手の残留応力緩和特性と溶接粗粒化部の高温粒界割れ感受性との兼ね合いによるということとは異論のないところである。そこで両特性におよぼす Ca 添加の効果を吟味してみる。

##### (1) 応力緩和特性におよぼす Ca 添加の影響

本研究の供試材に室温で 50 kg/mm<sup>2</sup> の引張応力を付加して定歪み拘束し、昇温速度 200°C/h で加熱した結果を Fig. 13(a) に示す。Ca 無添加 0.005% S 鋼 HS1 と 0.003%Ca-0.002% S 鋼 LS4 とで応力緩和曲線に差異がないことを示している。ただし、Fig. 13(a) は溶接継手の応力緩和の絶対値を表すものではない。その理由は、模式化して Fig. 13(b), (c) に示す。再現試験では、加熱されない部分が塑性変形しないため、弾性歪みが有効に減少しない。一方、溶接継手では、たとえ粗粒域が塑性変形しないとしても、他の部分に変形すれば全体として著しい弾性歪みの減少がある。現在のところ、溶接継手の応力緩和を再現する試験方法はないよう



(a)



(b)

T: temperature  
εE: elastic strain

(c)

In a test piece, elastic strain does not decrease effectively (solid line), because the cold portion does not deform plastically, even though the hot portion does (blocken line). In a welded joint, elastic strain would decrease remarkably (solid line), even though the coarse-grained portion of HAZ does not deform plastically if the other soft portion does (blocken line).

Fig. 13. Stress relaxation curves of test pieces (Fig. 13-(a)), with schematic illustration showing the difference between the stress relaxation in test pieces (Fig. 13-(b)), and that in welded joints (Fig. 13-(c)).

に思われるが、Ca 添加は旧オーステナイト粒度や変態組織にはほとんど影響していないので、応力緩和への影響は少ないと推定される。(Photo. 2)

(2) SR 割れ感受性におよぼす Ca 添加の効果

前報<sup>1)</sup>において、溶接熱によつて固溶した[S]が粒界の微小き裂表面に濃縮してき裂成長を促進することを示唆する実験結果を報告し、その機構モデルの提案をおこなつた。本研究の結果、Ca 添加量の多い供試材ほど 600°Cでの破断時間が長くなり、SR 割れが抑制され、さらに Ca 添加によつて粒界破面への S の濃縮は抑制されることが判明した。(Fig. 6, Fig. 7, Fig. 12)

これらの結果は前報の機構によつてうまく説明できる。すなわち、母材中では Fig. 14(a) に示すように、Ca 当量の S が S as CaS, 残余が S as MnS であり、溶接時にその MnS が溶解して free S になると仮定して、Fig. 12 の結果を  $S_{free} = S_{total} - (32/40)Ca$  で整理すると Fig. 15 のようになる。TURKDOGAN の式<sup>9)</sup>によれば、1400°C で長時間保持すると 0.002% S 鋼 LS1~LS3 の MnS はすべて固溶[S]となるが、Ca 添加量の少ない 0.005% S 鋼 HS1, HS2 の固溶[S]量は固

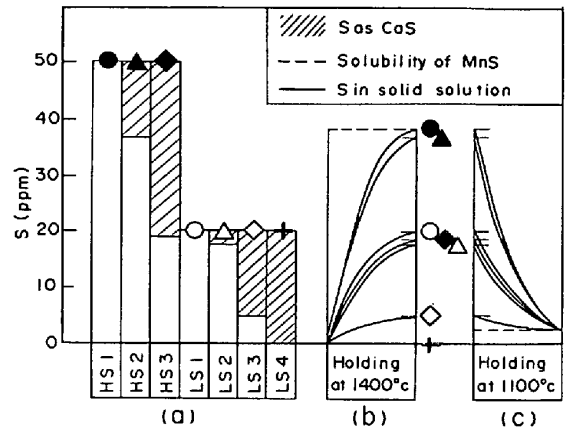


Fig. 14. Schematic illustration of the state of sulphur in base plate (a), heat-affected-zone simulation treatments (b) and a 2-step austenitizing (c).

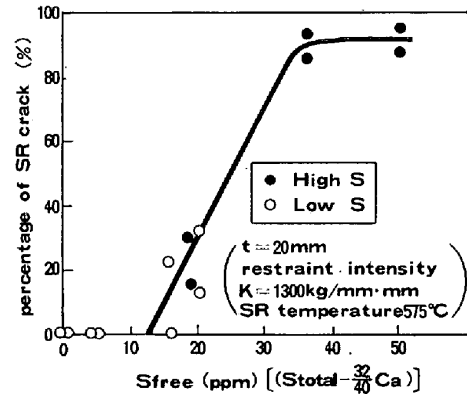


Fig. 15. Relationship between  $S_{free}$  and percentage of SR crack.

溶限 38 ppm で飽和する。(Fig. 14(b))

このように固溶[S]量に対応づけて、Fig. 6 および Fig. 15 の結果をうまく説明することができる。すなわち、1400°Cでの保持時間の増加につれて固溶[S]量が増加するので、600°Cでの破断時間が短くなると解釈される。また、Fig. 15 の曲線が SR 割れ率 100% 未満で飽和しているのは、鋼 HS2 と HS3 とで固溶[S]量に差がないためと解釈される。Fig. 14(c) に示すように、2段オーステナイト化処理で 1100°C に保持すると固溶[S]量はすべて 2.5 ppm 以下となる。この値は Fig. 15 の SR 割れ発生限界  $S_{free}$  (約 10 ppm) より低く、Fig. 6 で破断時間が著しく長くなることとよく合致している。(なお溶解度積から計算すると、AIN や BN の析出は 1100°C では起こらない。)SR 割れ感受性は結晶粒度に依存すると言われているが、Fig. 16 に示すように、Fig. 6 の結果は旧オーステナイト粒度では説明できない。



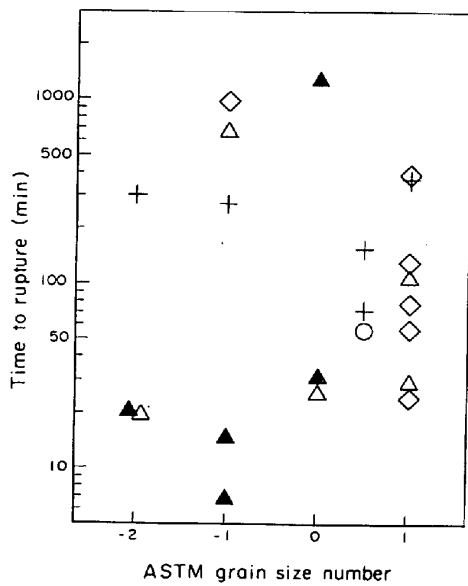


Fig. 16. Correlation between the susceptibility to intergranular fracture at 600°C and the prior-austenite grain size.(reproduction of Fig. 6)

### (3) 構造物における SR 割れ防止

以上述べたように、固溶[S]を減少させることにより SR 割れが軽減することがわかった。実構造物の鋼材にこれを適用するには、拘束度と割れ限界固溶[S]の関係を定量的に求める必要がある。

溶接部における固溶[S]を決めている因子としては、Total S, O, Mn, Ca, REM, Zr, 溶接熱履歴などがある。Fig. 15 では、固溶限以下のときの固溶[S]として  $S_{free} = S_{total} - 32/40Ca$  により計算したが、この式を Table 1 の現場溶解材に適用してみると、鋼 A 2, B 2 とも 0 ppm となる。しかし、Fig. 11 から  $t=20mm$  の拘束度として SR 割れ率をみると鋼 A 2 は 10~20% の割れ率となり、Fig. 15 の真空溶解材のデータとは一致しない。転炉溶解鋼では 0 の影響を考慮する必要がある。0 によつて Ca の一部が無効になると考えて、 $[\%Ca]_{eff} = [\%Ca][1 - 124(\%0)]^{10}$  を用いて計算すると、0 量が 21 ppm(実測データ)、Ca 量が 50 ppm のとき、有効 Ca は 37 ppm となる。これから求めた  $S_{free}$  は鋼 A 2 で 11 ppm, B 2 は 1 ppm となり、Fig. 15 の整理にはほぼ合致する。なお、この推測を確認するため

には、固溶[S]を直接分析する手法を確立することが必要である。溶接熱影響部の固溶[S]は、このほかに当然、溶接熱履歴に依存している。

また、割れ限界固溶[S]を決める因子としては、構造物の拘束度のほかに、従来から検討されている C, Mn, Cr, Mo, V などの合金元素量および溶接部の組織が影響すると考えられる。このようにして決まる割れ限界固溶[S]と比較して、溶接熱影響部の固溶[S]が多い場合に実構造物の SR 割れが発生する。この概念図を Fig. 17 に示す。

## 5. 結 論

80 kg/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼について、溶接部の SR 割れに対する Ca 添加の効果を検討した結果、以下のような結論が得られた。

- (1) Ca 添加により SR 割れが抑制される。
- (2) 拘束度が増すにつれて SR 割れ率が増す傾向にあるが、Ca 添加材は高い拘束度まで割れが発生しない。
- (3) Ca 添加の効果は、真空溶解材について  $S_{free} = S_{total} - 32/40Ca$  によつてうまく整理できる。転炉材については、0 の影響を考慮した  $Ca_{eff}$  で統一的に解釈できる。
- (4) この Ca 添加の効果は、前報<sup>1)</sup>のモデルによつて説明することができる。すなわち、割れを助長する固溶[S]が Ca 添加によつて減少し、SR 割れが抑制される。
- (5) 実構造物における SR 割れを判定する新しい考え方を提案した。すなわち、Total S, Ca, Mn, 溶接熱履歴などによつて決まる固溶[S]が、拘束度、合金元素、組織などに依存する割れ限界固溶[S]を越えると割れが発生すると考える。

本研究を行うにあたり、有益な討論と御支援をいただいた当社参与鈴木春義博士、基礎研究所所長岡田秀弥博士、ならびに八幡製鉄所技術研究室室長坂倉昭博士に感謝の意を表す。

## 文 献

- 1) 藤井利光, 上野正勝, 山本広一: 鉄と鋼, 67(1981)

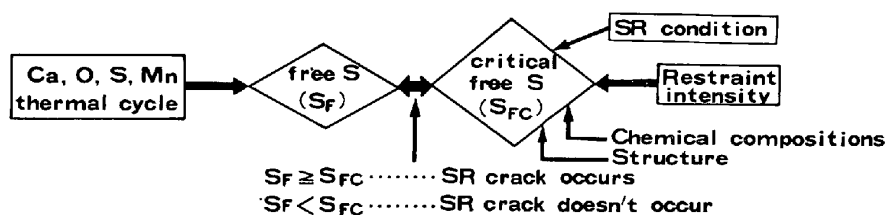


Fig. 17. Diagram to estimate SR cracking from conception of free S.

- p. 1523
- 2) たとえば, 日本鉄鋼協会第 97 回講演大会討論会「硫化物の形態制御」鉄と鋼, 65 (1979), 2 巻末
  - 3) 内木虎蔵, 岡林久喜: 溶接学会誌, 39 (1970), p. 1059
  - 4) 伊藤慶典, 中西睦夫: 溶接学会誌, 41 (1972), p. 59
  - 5) たとえば, 内木虎蔵, 岡林久喜: 高圧力, 8 (1970) 2, p. 21; 金沢正午, 山戸一成, 武田鉄治郎, 橋本勝邦: 溶接学会誌, 44 (1975), p. 791
  - 6) M. UENO and, T. INOUE: Trans. ISIJ, 13(1973), p. 210
  - 7) 南雲道彦, 井上 泰, 山本広一: 「粒界の偏析と鋼の諸性質」(日本鉄鋼協会鉄鋼基礎共同研究会編) p. 111
  - 8) 伊藤慶典, 別所 清: 溶接学会誌, 38 (1969), p. 1134
  - 9) E. T. TURKDOGAN, S. IGNATOWICZ and J. PEARSON: JISI, 180 (1955), p. 349
  - 10) 松田浩男, 今輩倍正名, 武田哲雄: 鉄と鋼, 65 (1979) 4, S 395