$$\left. \begin{aligned} CR_{e'v} &= \theta_0 (G - G'X) / 8\pi kt^2 \\ G' &= dG/dt \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (56)$$

さて $CR_{e'v}$ (l =有限, v =有限の場合の E' 点の冷却速度) を $v=\infty$ の場合の CR と比較せんとするとき, $l=\infty$ の場合の CR_B と比較することは, l, v の両者の因子が混入してきて判り難く, l =有限, $v=\infty$ なるⅢ節に考察した CR_e と比較するのが賢明である. この $v=\infty$ の場合の T_e, CR_e は (34) 式などでは β の函数として示されているが, この β と上記 X との関係は

$$X = v^2 t / 2k = (v^2 / 2k) \cdot (l^2 / 4k\beta^2) = L^2 / 2\beta^2 \dots\dots\dots (57)$$

によって与えられる.

上式を満足する X と β について $CR_{e'v}, CR_{eco}$ を計算することは, 同一時刻について CR を比較することになる. 同一温度について比較するには $T_{e'v} = T_{eco}$ を満足する X と β との組合せをとることが必要であることはいうまでもない. (54) 式の $T_{e'v}$ を β の形で示し, (34) 式の T_e (ここでは T_{eco}) の β を β' として示すと

$$\left. \begin{aligned} T_{e'v} &= (\theta_0 / 2\pi) \cdot (\beta / l)^2 \cdot G \\ T_{eco} &= (\theta_0 / 2\pi) \cdot (\beta' / l)^2 \cdot \Phi(\beta') \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (58)$$

となるが, $T_{e'v} = T_{eco}$ の条件は たとえば $\beta=1$ と対して $\beta'=0.919$ ($1/\beta'^2=1.19=t/\tau_l$) となる. 著者が $L=4$ の場合について 上記時刻 ($X=8$) について計算した結果は

$$CR_{e'v} / CR_{eco} = 1.05 \dots\dots\dots (59)$$

である*. この $CR_{e'v} / CR_{eco}$ の値は もとより対象とする L ならびに比較の時刻 (β) によって異なるはずであるが, 計算の実施は相当に面倒であり, 筆者はあまり詳しくは行っていない.

*この CR_{eco} を $l=\infty$ なる CR_B と比較すると (同一温度での比較), 上の数値 $CR_e / CR_B = 1.57$ である ((43) 式と比較参照).

V. 結 言

本稿は薄板についての文献(1)に対応するもので, 明らかにした主な点は次の通り.

1. 熱源の移動速度を $v=\infty$ とした場合は関係式は簡明である. ビード長が $l=\infty$ の場合, ビード端の冷却速度はビード中央部の冷却速度の2倍である. 同一温度での比較. Fig. 4 にビードに沿う分布曲線を示す. Fig. 5 はビードに垂直方向の分布. これらの図の横軸の基底 r_m は (33) 式に示す程度の値である.

2. ビード長が有限の場合にも ビード端, ビード中央部の冷却速度を計算した. $v=\infty$. Fig. 6 に見るよう $t/\tau_l=0.1 \sim 10$ において $l=\infty$ の場合に比べて冷却速度は多少高い. ただし同一時刻での比較. 同一温度での比較は Fig. 7 に見る通りで, $l < 2r_m$ では集中熱源の場合と同じ冷却速度となる.

$t/\tau=1$ においては $CR_e / CR_B = 1.48$ となる.

3. 移動速度が有限の場合, ビード上の準定常部での冷却速度は $v=\infty$ の場合と同じである. 起動端, 停止端については Fig. 8 に見る通りで, アーク起動後 (あるいは停止後 $X=v^2 t / 2k > 10$ となれば $v=\infty$ の場合とほぼ同じ値となる).

4. 移動速度が有限でかつビード長も有限の場合のビード終端の冷却速度を示す算式を示した. 計算の一例も示したが, 一般に同一ビード長で $v=\infty$ の場合の冷却速度と大差ないものと考えてよからう.

参 考 文 献

- 1) 安藤: 瞬時発現の線熱源による薄板温度の冷却速度, 本誌, 43-12(1974), 1194~1204
- 2) 安藤: 移動点熱源による厚い母板中の温度の理論式, 本誌, 45-4(1976), 316~321
- 3) 安藤: 移動点熱源による厚い母板中の温度曲線, 本誌, 45-8(1976), 619~626
- 4) 安藤, 大津: 薄い母板の温度上昇についての瞬時発現の直線熱源と移動点熱源との比較考察, 本誌, 43-11(1974), 1093~1102

ラメラテア感受性におよぼす鋼板製造履歴の影響*

平井 征夫 **, 坪井 潤一郎 **

Lamellar Tearing Examined from the Viewpoint of Steelmaking*

by Yukio Hirai** and Junichiro Tsuboi**

The improvement of through thickness ductility in steel plates is an important aspect to prevent the lamellar tearing in heavy welded structures. Many studies on the relationship between the cracking susceptibility and material characteristics, such as morphology of inclusion and chemical composition of steel, have been reported, but little is known about the effect of steelmaking factors on the susceptibility.

Tests are carried out using the steels which are manufactured experimentally under the various conditions, and the effects of the ways to minimize oxides and sulfides on the cracking are discussed.

Semi-killed steel has a high lamellar tearing susceptibility, and the crack is originated from large shape of $\text{FeO-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ oxide by predominantly shear mode. Si-killed steel with a little amount of Al has a low lamellar tearing susceptibility. For these two steels S content up to 0.026 % doesn't affect on the cracking susceptibility.

For Al-killed steels with more than 0.01 %S the inclusion displayed a significant role against the cracking is found to be sulfide, and the improvement on this type of lamellar tear is readily acquired from using the de-sulfurized raw materials. For Al-killed steels with less than the level, the oxides clustered at the sub-surface of steel plates are detrimental inclusions, and the ingotmaking factors, such as the shape of molds and degassing or pouring process, are the most important ingredient.

The through thickness tensile specimen imposed synthetically weld thermal stress cycle on reveals that the decohesion of MnS and Al_2O_3 from the matrix is apt to occur at temperatures of about 300°C during cooling.

1. 緒 言

英国などでラメラテアの研究対象になっている C-Mn 鋼はセミキルド処理したものが主体であるため, Mn-silicate がその発生点となり MnS を連ねて伝播する^{1,2)}といわれている. Si あるいは Al-キルド鋼では 0.030~0.040 % S のものが多く 硫化物の悪影響が強調されている.

これに対して, 日本では一般に 0.02 % S 以下の鋼板が市販されており, ラメラテアが懸念される構造物には Al-キルド鋼が適用されている. 前報³⁾で Al-キルド鋼におけるラメラテアの主要原因となる介在物は $S \geq 0.01\%$ では硫化物系, それ以下では酸化物系であることを明らかにしたが, 鋼板の製造履歴によってこれらの介在物の量や形態が変わり, それがラメラテア感受性に影響を与えんと考えられる.

ここでは, 前報³⁾のキルド鋼につづいてセミキルドおよび Si-キルド鋼のラメラテア感受性を調べて鋼板の脱酸方式との関係を検討した. つぎに Al-キルド鋼の製鋼・造塊工程における種々の介在物除去対策の効果を明らかにした.

2. セミキルドおよび Si-キルド鋼のラメラテア

Table 1 に示す S 含有量の異なったセミキルドおよび Si-キルド鋼のラメラテア感受性と介在物特性を調べた. ただし, Si-Al 脱酸した鋼で $\text{Al}_{\text{sol}} \leq 0.005\%$, $\text{Si} > 0.1\%$ のものを Si-キルド鋼とした.

2.1 ラメラテア感受性試験

ラメラテア感受性は板厚方向引張, Z 窓枠拘束割れお

Table 1 Chemical compositions of semikilled and Si-killed steels used. (wt.%)

Steel	Steelmaking process	Chemical components									
		C	Si	Mn	P	S	Al _{tot}	O _{tot}	Others		
LC	Semi-killed	0.18	0.09	0.87	0.022	0.026	-	90			
N		0.19	0.27	1.07	0.025	0.018	-	165			
LD		0.19	0.27	1.12	0.017	0.018	-	130			
O		0.15	0.08	0.70	0.021	0.015	-	122			
LE		0.17	0.25	1.08	0.024	0.011	-	88			
LF	Si-killed	0.17	0.22	0.75	0.014	0.020	0.001	32			
LB		0.15	0.32	1.38	0.020	0.017	0.002	60	0.021 Nb		
LI		0.18	0.33	1.25	0.011	0.011	0.005	17	0.017 V		
LG		0.15	0.17	1.25	0.017	0.005	0.005	25	0.020 V		
LH		0.18	0.37	1.31	0.018	0.005	0.002	15	0.019 Nb		

よび定歪式ラメラテア試験を前報³⁾と同一条件で行なって評価した.

Table 2 がその結果であり, 板厚方向引張試験は繰返し数10の断面収縮率 (R.A.)_z で, Z 窓枠拘束割れ試験は繰返し数3の5断面における平均割れ高さ $\bar{h}_n$ およびそれらの平均値 $\bar{h}$ で, 定歪式ラメラテア試験³⁾は decohesion crack に対する限界歪 (ϵ_c)_D, 介在物からの水素割れに対する限界歪 (ϵ_c)_H および両者の低いほうの値 (ϵ_c) で評価した.

Table 2 Lamellar tearing susceptibility of semikilled and Si-killed steels.

Steel	(R.A.) _z , %			Sectional crack height in the through thickness cracking						Threshold strain in the constant strain test, %		
	Mean	Min	Max	h_1	h_2	h_3	$\bar{h}$	h_{max}	(ϵ_c) _D	(ϵ_c) _H	(ϵ_c)	
LC	11.0	4 s	18	11.0	12.6	11.8	11.8	13.5	0.75 c	0.3	0.75	
N	9.3	2 c	18	0	2.7	5.7	6.2	13.8	1.12 s	1.5	1.12	
LD	34.2	20 s	41	0	0	8.7	2.9	90	0.75 c	0.3	0.75	
O	14.1	5 s	26	1.8	4.3	2.9	3.0	8.4	1.12 c	0.45	1.12	
LE	14.1	5 s	26	4.4	2.0	12.5	6.3	13.0	1.12 s	0.3	1.12	
LF	24.1	18 c	34	0	0	0	0	0	> 6	> 6	> 6	
LB	32.3	27 c	39	0	4.0	0	1.5	4.4				
LI	9.5	6 c	13	0	0	1.7	0.6	7.0	1.12 c	0.3	1.12	
LG	38.2	29 c	43	0	0	0	0	0	> 6	> 6	> 6	
LH	16.9	11 c	25	0	0	0	0	0	4.5 s	1.12	1.12	

Location of fracture : S < 1/4t or > 3/4t
C 1/4t - 3/4t

Z 窓枠拘束割れ試験では, セミキルド鋼は S 含有量に関係なくすべてにラメラテアが発生しその感受性が非常に高いことを示した. 一方, Si-キルド鋼は LB, LI に

*原稿受付 昭和51年3月24日(昭和50年度春季全国大会にて発表)

**正 員 川崎製鉄(株) Member, Research Laboratories
Kawasaki Steel Corporation

ラメラテアは発生したが, セミキルド鋼の場合にくらべて割れは小さくラメラテア感受性はかなり改善される。

定歪式ラメラテア試験から, セミキルド鋼では decohesion crack は生じやすいが, 介在物からの水素割れは発生しがたいことがわかる。したがって, これらのラメラテアは Farrar 説¹⁾ のように溶接歪によって介在物と地間の decohesion が生じ, それらが剪断力によって結合したタイプⅡ⁴⁾ の割れが主体と考えられる。Si-キルド鋼は一部を除けば $(\epsilon_c)_D$, $(\epsilon_c)_H$ ともに高い値を示し, ラメラテアが発生し難いことを裏付けた。

2.2 ラメラテアと介在物特性の関係

Z窓枠拘束割れ試験でラメラテアの発生源となった介在物を XMA で同定した結果を Table 3 に示す。

Table 3 Inclusion type in the steel in which lamellar tearing occurred.

Steel	Steelmaking process	S content %	Cleanliness A, %	Number of inclusion per 100mm ²	Inclusion type
LC	Semikilled	0.026	0.215	115.1	FeO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ -MnO-SiO ₂
N		0.019	0.174	125.1	FeO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ -MnO-SiO ₂
LD		0.018	0.202	102.7	FeO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ -MnO-SiO ₂
O		0.015	0.144	150.3	FeO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ -MnO-SiO ₂
LE		0.011	0.103	74.4	FeO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ -MnO-SiO ₂
LB	Si-killed	0.017	0.099	99.0	FeO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ -MnO-SiO ₂
LI		0.011	0.085	27.7	—

セミキルド鋼では Photo. 1 のように FeO-MnO-Al₂O₃-SiO₂ などの酸化物系介在物がラメラテアの主要因であり, 粒状の MnS は割れとは離れた位置に認められるだけである。Si-キルド鋼では大型のシリケートは少なく, FeO-Al₂O₃-MnO および MnS がラメラテアの原因となっていた。鋼板表面側の70視野における介在物特性の測定結果も Table 3 に示したが, ラメラテ

ア感受性の高いセミキルド鋼の清浄度 A および単位面積当たりの 3 μ 以上の介在物個数 ρ_T は Si-キルド鋼のそれに比較してかなり大きい。

SM 41 相当材ではセミキルド鋼が多く, Al 投入量は少ないので酸素量は 70~150 ppm と高い。Table 1 に示した Si-キルド鋼 ($Al_{sol} \leq 0.005\%$) は Al の効果でその酸素量が 20 ppm 前後と低く, ヨーロッパなどで使用されているものとは少し異なる²⁾。セミキルド鋼塊の介在物分布は鑄肌近傍 (30 mm 以内) に大型シリケート (Mn_2SiO_5) が発現することが特徴であり, これは Al 添加に伴い $MnO \cdot SiO_2 \cdot Al_2O_3$ となって消失する⁵⁾。

一方, セミキルド鋼 LC と Si-キルド鋼 LB の硫化物は Photo. 2 に示すように Al-キルド鋼のものほど細長く伸びていない。鋼塊における硫化物の形態は脱酸方式と関係があり, Sims ら^{6,7)} によると Table 4 のように分類される。供試材のセミキルド鋼では大部分がタイプ I の MnS と考えられ, Al-キルド鋼ほどには細長く伸びずラメラテアに対してさほど有害でない。Farrar²⁾ も硫化物の形態を 2 分して粒状の硫化物はラメラテアに対する影響は少ないと報告している。

このように, 介在物の形態から判断してもセミキルド鋼, Si-キルド鋼では硫化物よりむしろ大型酸化物がラメラテアの主因となる。

なお, Table 2 に示した Si-キルド鋼の試験結果は Al-キルド鋼³⁾ と比較してもラメラテア感受性が低く, アルミナクラスタ制御がラメラテア防止に効果的であることを示唆するものであり, また Al-キルド鋼で Al_{sol} が少ないほど板厚方向特性が良好であることも一致

Photo. 1 X-ray microanalysis of lamellar tearing in semikilled steel LC.

(a) Semikilled steel (b) Si-killed steel (c) Al-killed steel

Photo. 2 Manganese sulfide in steels.

Table 4 Morphology of manganese sulfide⁶⁾⁷⁾.

MnS type	Morphology	Deoxidation	Al, wt%	S, ppm
I	Spherical form along primary grain boundaries, impure MnS containing oxides	Semikilled	<0.01	>100
II	Degenerate monotectic reaction Lamellar form along primary grain boundaries	Critical addition of Al	0.01 0.1	<100
III	Cooperative monotectic reaction Large crystalline form Eutectic reaction	Al addition in excess of de-oxidation requirement	>0.1	

する。

2.3. AE 法によるラメラテア発生・伝播挙動の測定

Ar 雰囲気チャンバ内で立板入り小形割れ試験器を MIG 溶接で実施し、溶接開始時点からの AE 測定を行った。鋼板 N の結果が Fig. 1 であり、溶接直後から収縮歪による decohesion crack が発生し、約 1 時間の停止後に数時間にわたって間欠的な水素割れの伝播が認められた。走査型電顕によるこの破面観察で、テラス間を結ぶ部分は延性破壊を伴った擬へき開破面をしており水素割れであることが確認された。

このようにセミキルド鋼のラメラテアにも水素割れの伝播が存在することはわかったが、定歪式ラメラテア試験の結果からそのラメラテアは decohesion crack が主体であると考えられる。

3. Al-キルド鋼のラメラテア感受性におよぼす鋼板製造履歴の影響

ラメラテアの防止には設計・施工面での対策も重要であるが、鋼板の製造履歴もまた非常に大きな要素で

ある。製鉄から圧延までの工程で耐ラメラテア対策として有効と考えられる手段をまとめると Fig. 2 のごとくなる。上段は硫化物および化学組成に関するもので、下段は表面直下の酸化物対策を示している。

本節ではこれらの対策がラメラテア感受性におよぼす効果について検討した。

3.1 供試材

ラメラテアの発生が懸念される海洋構造物などでは高いじん性を要求されるため Al 添加細粒鋼が必要条件となるのでここでは Al-キルド鋼だけを実験対象とした。供試材の特徴を Table 5 にまとめて示す。

硫化物対策としては、CaC₂ などで脱硫した溶銑 (S ≤ 0.004%) を使用した。(H, A, B, C, G および D) は RH 脱ガス工程で S 量を変化させてラメラテア感受性におよぼす影響を、E, F, 5D および LJ は希土類元素 (RE) による硫化物の形状調整効果を調べるものである。

酸化物対策としては、下注ぎによる造塊時の酸化物混入の防止および特殊パウダーによる湯面凝固の制御ならびに浮上介在物の吸収など⁸⁾ がとられている。溶鋼酸素量は RH 脱ガス処理時間によって 24~41 ppm に変化させ、そのラメラテア感受性におよぼす影響を調べた。鋼 T は 5 トン真空溶解炉製で低酸素鋼の代表とみなしうるものである。

E, M, R, 5L, S および LJ は Ar シールにより注入時の溶鋼酸化を防いでいる。さらに、取鍋精練炉 (LRF)¹⁰⁾ を使用した (5B, 5C, 5L, S), 上広鋳型を用いた (5P, LA), 溶鋼流調整した (LJ) は鋳型内での脱酸生成物の浮上促進をはかっている。

圧延ではとくに意図した対策は行なわなかったが、クロス圧延を基準としている。

以上のように供試材は種々のラメラテア対策を組合わせて採用しているので個々の要因についての解析は難し

Fig. 1 AE from lamellar tearing in semikilled steel N.

Fig. 2 Manufacturing process of a lamellar tearing resistant steel.

Table 5 Details of steels used in this investigation.

Code	Steelmaking process	RH temp. °C	Q temp. °C	S temp. °C	Pouring temp. °C	Shielding	Mould	Rolling	Remarks
H	LD	2.0	37	26	1580	—	Conventional	L-C	S added
A	—	2.0	35	18	1580	—	—	—	—
B	—	1.5	34	11	1575	—	—	—	—
C	—	2.5	41	6	1580	—	—	—	—
D	—	2.0	33	3	1573	—	—	—	—
E	—	2.8	33	3	1568	Ar	—	—	RE
F	—	2.8	33	3	1568	—	—	—	RE
G	—	2.5	23	5	1575	—	—	—	—
5 B	EF-LRF (1.6)	—	9	1603	—	—	—	L-L	—
5 C	—	(1.6)	—	11	1600	—	—	—	—
5 P	LD	2.0	33	5	1570	Ar	V-mould	L-C	RE
LA	—	2.0	—	4	1580	Ar	—	—	—
M	LD	2.5	2.5	3	1575	Ar	Conventional	—	UST defect.
R	—	3.5	2.9	5	1585	Ar	—	—	—
5 L	EF-LRF (2.4)	3.0	4	1620	Ar	—	—	—	—
S	—	—	2	—	—	Ar	—	L-C=1	—
LJ	LD	3.5	2.4	3	1588	Ar	—	L-C	RE
T	Vacuum melt	—	—	—	—	—	V-mould	L-C	5 ton

いが、一般に耐ラメラテア鋼にはこのような複合対策が必要と考えられる。

供試材の化学組成は Table 6 に示すごとく SM50 を標準としており、脱硫溶銑を用いたものでは 0.005 % S 以下になっている。

Table 6 Chemical compositions of Al-killed steels. (wt%)

Code	C	Si	Mn	P	S	Al	O	RE	Others
H	0.15	0.32	1.39	0.014	0.025	0.029	0.018		
A	0.13	0.31	1.35	0.020	0.018	0.049	0.021		
B	0.13	0.35	1.44	0.015	0.010	0.037	0.024		
C	0.12	0.35	1.36	0.020	0.005	0.024	0.024		
D	0.15	0.34	1.36	0.017	0.005	0.040	0.024		
E	0.13	0.34	1.38	0.012	0.003	0.030	0.027	0.020	
F	0.13	0.34	1.38	0.012	0.003	0.030	0.025	0.020	
G	0.13	0.35	1.40	0.020	0.005	0.044	0.022		
5 B	0.13	0.35	1.21	0.005	0.009	0.022	0.026		
5 C	0.15	0.32	1.30	0.006	0.011	0.023	0.013		
5 P	0.14	0.21	1.13	0.016	0.006	0.031	0.032	0.010	
LA	0.16	0.23	1.18	0.013	0.005	0.039	0.017		
M	0.18	0.24	1.60	0.014	0.005	0.062	0.012		0.19Ni
R	0.18	0.23	1.53	0.016	0.005	0.028	0.014		0.19Ni
5 L	0.19	0.42	1.42	0.009	0.004	0.023	0.022		0.11 Ni
S	0.14	0.52	1.69	0.009	0.002	0.032	0.025		0.18 Cr
LJ	0.15	0.35	1.39	0.017	0.003	0.028	0.013	0.005	
T	0.14	0.37	1.32	0.024	0.006	0.028	0.013		

3.2 ラメラテア感受性試験

前節と同様に板厚方向引張、Z 窓枠拘束割れおよび定歪式ラメラテア試験を行ない、その結果を Table 7 にまとめて示す。

S 量を意図して変化させた鋼板 (H, A, B, C, D, G) では、S 量が少ないほど (R.A.)_z が高い傾向が認められるが、これ以外の 0.005 % S 以下の鋼板を含めて考

Table 7 Lamellar tearing susceptibility of Al-killed steels.

Code	(R.A.) _z %			Sectional crack height in the through thickness cracking test					Threshold strain in the constant strain test		
	Mean	Min	Max	h ₁	h ₂	h ₃	h ₄	h _{max}	(E _c) _h	(E _c) _h	(E _c) _h
H	2.6	2 c	3	25.0	19.0	13.0	19.0	27.0	0.75 c	—	0.75
A	16.0	13 c	21	3.1	4.6	2.6	3.4	6.6	0.75 c	—	0.75
B	21.8	11 c	45	0	0	0	0	0	3 c	—	—
C	42.7	2 s	59	0	1.2	0	0.4	6.0	3 s	4.5	3
D	48.0	16 s	65	0	5.3	10.9	5.4	20.1	0.75 s	—	0.75
E	39.9	20 s	68	3.6	0	0	1.2	5.0	0.75 s	—	0.75
F	44.4	18 s	75	0	15.5	6.4	7.3	21.0	0.75 s	—	0.75
G	62.4	58 c	67	0	0	0	0	0	6 c	6	6
5 B	42.6	34 c	50	0	0	0	0	0	6 c	6	6
5 C	12.0	5 c	15	0	0	0	0	0	4.5 c	6	4.5
5 P	61.4	36 s	70	0	0	0	0	0	6 c	6	6
LA	28.0	17 s	47	0	0	0	0	0	6 s	6	6
M	12.0	1 c	20	3.4	0	0	1.1	9.0	0.75 c	0.75	0.75
R	54.0	47 c	62	0	0	0	0	0	6 c	1.15	1.15
5 L	70.6	69 c	72	0	0	0	0	0	6 c	6	6
S	56.1	52 c	60	0	0	0	0	0	6 c	6	6
LJ	42.4	36 c	48	0	0	0	0	0	6 c	6	6
T	54.5	49 c	58	0	0	0	0	0	6 c	6	6

Location of fracture : c < h₁ < h₂
s < h₃ or > h₄

ると (R.A.)_z は 12~71 % の広範囲に変動する。この低 S 材で (R.A.)_z が低いものは、おもに鋼板表面直下の酸化物系介在物から破断していた。

S 添加鋼 H および A は、Z 窓枠拘束割れ試験で Photo. 3 のような大きなラメラテアを生じた。ラメラテア部の介在物を XMA で同定した結果が Table 8 であり、前報と同様に S ≥ 0.01 % では MnS が、それ以下では Al₂O₃ または RE(O, S) などの酸化物系介在物がラメラテアの原因となっていることが確認できた。したがって、硫化物起因のラメラテアは脱硫溶銑の使用などによって容易に防止できる。

Photo. 3 Lamellar tearing in the through thickness restraint cracking test specimen of Al-killed steel H.

鋼板 C, D は低 S 鋼であるが、鋼塊肌相当位置の局部にアルミナクラスタが存在し、そこからラメラテアが生じた。この対策として上広鋳型を用いた 5 P, L A, T にはいずれもラメラテアが認められず、脱酸生成物の凝

Table 8 Inclusion type in the specimens in which lamellar tearing occurred.

Code	S content %	Cleanliness A, %	Number of inclusions, No./10mm ²	Inclusion type
5 F*	0.020	0.109	43.6	MnS
40 C*	0.020	0.156	189.0	MnS, Al ₂ O ₃
43 C*	0.014	0.146	73.0	MnS, Al ₂ O ₃
K5D*	0.013	0.159	135.1	MnS, Al ₂ O ₃
5 E*	0.011	0.125	106.8	MnS
A 6*	0.008	0.059	51.1	Al ₂ O ₃
A 7*	0.007	0.182	136.6	Al ₂ O ₃
5 I*	0.007	0.101	69.2	REM-O-S
H	0.025	0.064	39.6	MnS
A	0.018	0.077	19.5	MnS, Al ₂ O ₃
C	0.005	0.040	25.3	Al ₂ O ₃
D	0.005	0.068	30.2	Al ₂ O ₃
M	0.005	0.058	24.3	Al ₂ O ₃
E	0.003	0.019	10.0	REM-O-S, Al ₂ O ₃
F	0.003	0.042	28.3	REM-O-S, Al ₂ O ₃

* Reference 3)

固 dendライトによる捕捉確率の低減が効果的であることを示した。しかし、これには操業上の工数増加および歩止り低下が付随する。

LRF 製である (5B, 5C, 5L および S) にはいずれもラメラテアが発生せず、造塊時の高温注入による介在物の浮上促進が効果的であることが確認された。

溶鋼酸素量の低減をはかった鋼板 T (真空溶解), M, R, L J (RH 処理時間の延長) は, M を除けばラメラ

テアを発生しなかった。ただし、これらの製造にはほかの介在物対策も同時に施されており、溶鋼酸素量低減の単独効果ではない。鋼板 M は各種ラメラテア対策を講じたにもかかわらず UST 欠陥が認められた部分を試験に供したものであり、Photo. 4 に示すようにはさみ板におけるラメラテアと拘束板の板厚中央部における割れが発生した。いずれも Al₂O₃ 起因による割れであるが、C が高いために水素起因のラメラテアを助長しており、化学組成の点でも P_{CM} 値を下げる必要があることを示している。また、耐ラメラテア鋼であっても、板厚方向に重荷重が作用する場合にはその溶接部近傍を UST など十分に検査しておく必要がある。

RE 添加はラメラテアの防止に効果がある¹¹⁾とされているが、本実験ではその効果は明りょうにできなかった。この供試材はすべて S ≤ 0.005 % であり、かかる低 S 鋼では MnS によるラメラテアの発生確率は低いので RE による硫化物形状調整の意義は少ない。鋼板 5P, L J ではラメラテア感受性は低かったが、E, F では RE (O, S) が鋼板表面層にクラスタ状に存在しラメラテアの原因となった。これらの鋼板では、[RE]/[S] = 10 で適正 RE 領域 ([RE]/[S] = 3.0 ~ 5.0, [RE] · [S] ≤ 0.001)¹⁰⁾ を大きくはずれたために RE 添加が逆に有害となったものである。RE 添加は溶接時のラメラテア防止よりもむしろパイプラインなどでの水素誘起割れ¹²⁾や (R.A.)₂ 平均値の向上に効果があると考えられる。

以上のように、硫化物系介在物によるラメラテアの防止は脱硫溶銑の使用によって容易に達成しうるので、耐ラメラテア鋼の製造においては表面直下の酸化物系介在物対策が必要である。そしてこの対策として造塊工程がもっとも重要であり、上広鋳型の使用および高温無酸化注入が効果的なことがわかった。

4. 介在物の開口時期の検討

溶接時の収縮歪によって生成される decohesion crack は溶接直後に発生する⁴⁾ため、その開口時期を正確に推定することは困難である。そこで以下のようなシミュレーション試験によって介在物の開口温度を調べた。

試験板を中央にはさんで溶接した継手から直径 7 mm の板厚方向引張試験片を採取し、両端拘束の状態で平行部中央を高周波で 1000°C に加熱した。介在物の開口は試験片を拘束する握み治具に取付けた A E センサー (東京計器製, Gain 90 dB, 100 KHz—2 MHz) で検出した。

Fig. 3 に加熱冷却過程で鋼板 H の試験片に発生した応力および A E 測定結果を示す。加熱過程では圧縮応力

Macrostructure

SE

O

Al

Mn

S

(a) Lamellar tearing in inserted plate

Macrostructure

SE

O

Al

Mn

S

(b) Weld cracking in restraining plate

Photo. 4 X-ray microanalyses of inclusions in steel M.

となり、割れの検出は高周波によるノイズのために不可能である。最高温度に到達後冷却過程に移ると引張応力に変るが、その直後には A E は認められずその後で多数発生する。降伏点より低い応力域から A E 発生があり、これは介在物が地から剥離するときの decohesion crack による音と考えられる。降伏後も A E は発生するが、その頻度は少なく急激な割れの伝播および破断時を示すもののみである。なお、圧延方向試験片ではほとんど A E 発生しないことを確認している。

Fig. 3 AE and stress cycle in the specimen subjected to thermal cycle. (Steel H, $T_p = 1000^\circ\text{C}$)

前報での板厚方向特性の劣る鋼板 5F (MnS 系介在物) および 43C (Al_2O_3 系介在物) についての結果を示したのが Fig. 4 である。これらから decohesion crack は介在物の種類にあまり関係なく、 300°C 付近で発生しやすいことがわかる。

Fig. 4 AE from specimen subjected to thermal stress cycle. (Steel 5F and 43C, $T_p = 1000^\circ\text{C}$)

室温で定歪速度の板厚方向引張試験を行なったときの荷重曲線と A E 測定結果が Fig. 5 であり、A E 発生は降伏点近傍でもっともはげしく、Fig. 3 の熱応力によるものと趣を異にしている。介在物と地の剥離は、室温での引張試験では外的応力によっておこるが、高温からの熱収縮による場合には内的拘束応力と介在物—地鉄間の熱収縮の差もこれに寄与する。Table 9 は介在物の線膨張係数とヤング率を示すものであり、MnS は鋼との熱収縮量の差が大きいので冷却過程で decohesion が生じやすいことがわかる。 Al_2O_3 も鋼より熱収縮量が少なくかつヤング率も大きいので鋼を引裂きクラスタ状に存在する場合には decohesion crack となる。

Photo. 5 Decohesion cracks in steel H subjected to thermal stress cycle.

Table 9 Thermal expansion coefficient and Young's modulus of non-metallic inclusions.

Inclusions		Thermal expansion coefficient (0-700°C) ($\times 10^{-6}/^\circ\text{C}$)	Young modulus ($\times 10^3 \text{ kg/mm}^2$)
Nitride	TiN	9.4	32.2
	MnS	18.1	14.0
Sulphide	CaS	14.7	14.0
	Al_2O_3	8.0	39.5
Oxide	MnO	14.1	—
	MgO	13.5	—
	CaO	13.5	—
	$\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	8.0	—
	$\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	8.4	27.3
	$\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	5.0	28.0
Steel		12	21.0

Fig. 3 に A E 活動度を示した鋼板 H の破断部近傍における割れが Photo. 5 であり、介在物と地の剥離およびそれらの連結進展が認められる。しかし、一般に鋼 H, 5F でも破断に至っていない試験片を 1 断面で検鏡しても decohesion crack は認め難い。Photo. 6 は Fig. 4 に示した多数の A E 発生を確認した試験片における介在物であって、局所的な巨大介在物だけが decohesion を生じ、これらの A E が検出されたものと考えられる。

なお、陰極電解による水素添加試験片を用いた同様の試験では、介在物からの割れ伝播に水素の寄与が大き

Fig. 5 AE count rate in the through thickness tensile test on steel 5F.

Photo. 6 Inclusions in the specimen subjected to thermal stress cycle. (Steel 5F & 43C, $T_p=1000^\circ\text{C}$)

い¹³⁾ことが明らかになっている。

5. 結 言

ラメラテア感受性に対する脱酸方式と種々の介在物除去対策の影響および介在物の decohesion 発生時期について検討した。得られた結論は以下のごとくである。

1) セミキルド鋼はラメラテアを発生しやすく、それらは酸化物系の巨大介在物を起源としており、水素によって伝播する場合もあるがおもに延性破壊の形態をしている。

2) Si-キルド鋼のラメラテア感受性はきわめて低く、少量の Al 添加で改善される。

3) 0.026% S 以下のセミキルド鋼および Si-キルド鋼ではラメラテア感受性に対する S の影響は顕著ではない。

4) 0.01% S 以上の Al-キルド鋼では硫化物がラメラテアの主因となるが、これは脱硫溶銑の使用などによって容易に防止できる。

5) 0.01% S 以下の鋼板ではラメラテアはクラスタ状の酸化物から発生し、溶鋼酸素量の低減、注入時の溶鋼酸化防止および鑄型内での脱酸生成物の浮上促進などの対策が必要である。

6) 表面直下の酸化物がとくに有害であるから、造塊工程での脱酸生成物の浮上促進すなわち上広鑄型、高温無酸化注入が効果的である。

7) decohesion crack は冷却過程の 300°C 付近から発生し、降伏点以下の応力でも生じる。この挙動は MnS および Al_2O_3 系介在物いずれの場合にも認められる。

参 考 文 献

- 1) J.C.M. Farrar, R.E. Dolby and R.G. Baker; "Lamellar Tearing in Welded Structural Steels", W.J., Vol. 48 (1969), No. 6, 274s-282s.
- 2) J.C.M. Farrar; "Inclusions and Susceptibility to Lamellar Tearing of Welded Structural Steels", W. J., Vol. 53 (1974), No. 8, 321s-331s.
- 3) 平井, 坪井: "ラメラテア評価法について", 本誌(投稿中)
- 4) 平井, 坪井: "AE法の溶接割れ検出への応用(第2報)", 本誌(投稿中)
- 5) 鉄鋼協会編 第26回西山記念技術講座, "構造用鋼の非金属介在物に関する諸問題", 1974年5月。
- 6) C.E. Sims; "The Nonmetallic Constituents of Steel", Trans. of AIME, Vol. 215 (1959), No. 6, 367-393.
- 7) C.E. Sims; "Relative Deoxidizing Powers of Some Deoxidizers for Steel", Trans. of AIME, Vol. 185 (1949), 814-824.
- 8) 大井, 江見他: "アルミキルド大型鋼塊の頭部加熱による沈澱晶帯介在物集積の低減", 鉄と鋼, Vol. 58 (1972), S358.
- 9) 西岡, 江本: "ASEA-SKF プロセスについて", 鉄と鋼, Vol. 60 (1974), No. 12, 1661-1681.
- 10) 桜谷, 江見: "希土類元素硫化物と鋼塊沈澱晶帯への集積機構", 鉄と鋼, Vol. 61 (1975), No. 4, S104.
- 11) W.G. Wilson; "Minimizing Lamellar Tearing by Improving Z Direction Ductility", W.J., Vol. 53 (1974), No. 11, 691-695.
- 12) 村田, 佐藤他: "鉄鋼材料の水素誘起割れ機構と対策", 鉄と鋼, Vol. 61 (1975), No. 4, S236.
- 13) 坪井, 平井: "溶接割れにおよぼす鋼中介在物の影響", 第48回溶接冶金委員会資料, WM-414-72 (1972年5月)