レール鋼の HAZ 液化割れ発生条件と割れ感受性*

—レールの高炭素溶融溶接技術の研究 (第4報)—

狩峰 健一**, 内野 耕一**, 奥村 誠**

Susceptibility and Occurrence Condition of HAZ Liquation Cracking on Rail Steels*

—Study on Rail Welding with High-C Welding Materials (Report 4)—

by Ken-ichi Karimine**, Kouichi Uchino** and Makoto Okumura**

The conventional manual enclosed arc welding process, which has been employed as a field welding process for rails, has shortcomings that the liquation cracks are likely to occur at the boundaries of coarsened austenite grains in the heat-affected zone.

This paper describes the susceptibility of HAZ liquation cracks for rails and the causes of crack incidence. Experiments have been done to define the critical carbon content of weld metal and critical welding condition necessary for avoiding the cracks by employing some electrodes with various carbon content. And also, in order to discuss the crack susceptibility and the crack causes of rail steels comparing to those of general structural steels, the synthetic test has been done to simulate the HAZ liquation cracks.

The main experimental results are as follows:

- (1) The crack incidence increases with decreasing weld metal carbon content when the difference in the carbon content between the weld metal and rail steel is 0.3% or more. The cracks are eliminated when the former difference is less than 0.2%.
- (2) The cracking tendency increases with increasing electrode diameter and weld current or weld heat input.
- (3) The liquation crack susceptibility of rail steel is nearly equal to that of plain carbon steel, for which the crack does not become a subject of discussion in actual welded joint.
- (4) The main cause of HAZ liquation crack for rail enclosed-arc welding is the considerable difference of liquidous & solidous temperature depended on the difference of carbon content between the weld metal and base metal.

Key Words: Rail welding, Manual arc welding, Liquation cracking, Eutectoid carbon, Liquidous & solidous temperature, Heat affected zone (HAZ), Synthetic test

1. 緒 言

鉄道レールの現地軌道敷設施工において用いる突合せ溶接法のひとつに、エンクローズアーク溶接法がある。この方法(以下、EAW法と称する)は、レール端面に17 mm 程度の間隙を設けてI開先の状態で突合せ、785 MPa 級高張力鋼用低水素系被覆アーク溶接棒(JIS-Z3212-D8016)を用い、底部を多層溶接した後、腹部、頭部をレール形状に合わせた水冷銅製鋳型で囲み、運棒操作により熔融スラグを排除しながら連続的に積層を行う溶接法である¹⁾。従来から用いられてきている既存のEAW法では、融合境界近傍の溶接熱影響部(HAZ)粗粒域のオーステナイト粒界に、微小な高温液化割れが生じ易い欠点がある。この液化割れがレール頭表面近くの溶接部に存在すると、車輪とのこがり接触下で疲労損傷の発生を招くという問題があった²⁾。

このHAZ液化割れ発生の主要因子として、溶接入熱の過大投入による熱収縮ひずみの増大といった熱的要因や、MnS-FeSなどの低融点介在物による粒界強度の低下といった冶金的要因があげられている³⁾。しかし、現在、市場に提供されているレール鋼は極めて清浄なものであること、加えて、EAW法と同様にレールの溶接に用いられているテルミット溶接では、より入熱が高いにもかかわらずこの種の割れが発生しないこと、などの疑問点があった。

一方、この既存EAW法での溶接金属C量は0.1%程度で、レール鋼のC量が0.6~0.8%であることに比較して著

しく低く、レール鋼との凝固点温度差は約100 K程度になる。このことは凝固点の高い低C系溶接金属の凝固がほぼ完了した時点でも、隣接領域である高C系レール鋼のHAZ粗粒域のオーステナイト粒界は、部分的に液化した状態(液膜状)になっていることを想定できる著しい温度差である。著者らは、この部分的に生じた液化部に、溶接部の凝固-冷却過程における収縮ひずみが作用し、この液化部を開口させ、そのまま凝固するという割れ発生機構を提唱した⁴⁾。また、この推論に基づいて、溶接金属のC量を増加した高炭素系EAW技術を新たに開発するとともに、溶接金属の高C化がレール鋼のHAZ液化割れ防止に効果があることを明らかにした⁵⁾。しかしながら、この問題に関し割れ防止の限界C量や、溶接入熱条件などの影響については、未だ定量的に明確ではなかった。本論文では、この点を明らかにするとともに、HAZ液化割れを実験的に再現し、レール鋼のHAZ液化割れ感受性を調べ、併せて割れ発生機構について検討した。

2. 実験方法

2.1 溶接金属C量と溶接入熱の影響

実験に用いた溶接棒は、4 mm 径および5 mm 径の軟鋼心線に極低水素系組成(CaCO₃, CaF₂が主成分)の被覆剤を塗布したC量水準の異なる試作溶接棒と、高炭素系EAW技術用に新たに開発した溶接棒である。試作溶接棒は被覆組成中の黒鉛含有率を0.5~5.0%まで変化させ、溶着金属中のC量が段階的に変化したものが得られるようにした。なお、心線および被覆剤原料は不純物P, Sともに可能な限り低いものを用いた。供試レールは、その頭頂面がブリネル硬さで平均370の値を有するJIS 60 kg の頭

*原稿受付 平成7年10月11日 平成5年度秋季全国大会で発表

**正 員 新日本製鐵(株) Member, Nippon Steel Corp.

Table 1 Chemical compositions of tested steel.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr
JIS60kg-DHH370	0.79	0.23	0.87	0.014	0.008	0.14

Table 2 Chemical compositions of weld metals.

Welding condition	Dia. of electrode (mm)	Welding current (A)	Carbon content of weld metal (wt.%)											
			Trial electrodes								Commercial electrodes			
			Graphite content of coating layer (wt.%)								A	B	C	
	4.0	190	0.19	0.27	0.33	0.44	0.61	0.68	0.87					0.76
		220		0.28	0.33	0.39	0.44	0.49	0.54	0.64	0.68	0.34	0.65	
	5.0	280			0.31	0.42	0.44	0.53	0.58	0.61	0.74	0.36	0.61	
Chemical composition of weld metal except carbon content (wt.%)														
			Si		Mn		P		S					
			0.16 ~ 0.55		0.72 ~ 0.95		0.009 ~ 0.019		0.001 ~ 0.003

Fig. 1 Sections for metallographic & radiographic test from an enclosed-arc weld specimen of rail.

部全断面熱処理レールである。Table 1 に供試レールの化学成分を示す。また、Table 2 に供試溶接棒による溶接金属中のC量変化とC以外の各成分の範囲を示す。

試験体は、供試レールの足首部から頭部にかけて、実施工と同じ15 mm 幅の開先を加工したものを使用した。溶接は開先両側面に水冷銅板を装着した状態で、エンクローズアーク溶接運棒により、足首部からあご下部まで行った。予熱温度は低温割れを回避するため実施工と同様に約773 K とし、また、溶接電流は4 mm 径の溶接棒に対し190 A、5 mm 径の溶接棒に対し220 A と280 A の2水準を設定した。通常、EAW 実施工でのレール腹部から頭部にかけての溶接電流は、5 mm 径の溶接棒の場合、230~260 A が標準設定条件である。

HAZ 液化割れ調査のため、各試験体から Fig. 1 に示すように、X線透過試験用1個と光学顕微鏡観察試験用2個の試験片を加工採取した。前者の試験片については、X線透過方向の厚みをほぼレール腹部厚みに相当する18 mm に加工し、管電圧300 kVp、管電流10 mA、焦点とフィルム間の距離100 mm、焦点寸法4.5×4.5 mm、露出時間120 s の条件で試験を行った。一方、後者の試験片については、融合境界に沿う延べ長さ100 mm の範囲にわたり倍率100倍で観察し、Fig. 2 に模式的に示すように、HAZ 液化割れと判定される欠陥の鉛直面への投影長さを測定した。これらの総和長さと観察した融合境界の総延長との比を求め、HAZ 液化割れ発生率を定義した。なお、0.1 mm 未満の欠陥については評価対象外とした。

2.2 レール鋼のHAZ 液化割れ感受性

凝固点直下の延性や高温割れ感受性の評価に関し、熱サイクル付与試験により巾広く研究されているが^{6,7)}、そのう

Fig. 2 HAZ liquation cracking index based on metallographic test.

Table 3 Chemical compositions & solidus temperature of tested steels (for regular type specimens).

Steels	Chemical compositions (wt.%)					Estimated solidus temp. (K) *
	C	Si	Mn	P	S	
A	0.17	0.41	1.36	0.007	0.003	1753
B	0.29	0.20	0.65	0.029	0.030	1725
C	0.69	0.25	0.92	0.014	0.008	1649

* Estimated from "THERMOCALC" programing based on thermodynamic theory

Table 4 Chemical compositions & solidus temperature of tested steels (for butt-welded type specimens).

Test series	Steels No.	Chemical compositions (wt.%)					Estimated solidus temp. (K) *	Combination of tested steel
		C	Si	Mn	P	S		
I	1	0.12	-	-	0.003	-	1743	1-4
	2	0.33	-	-	0.002	-	1737	2-4
	3	0.52	-	-	0.002	-	1704	3-4
	4	0.81	-	-	0.001	-	1652	
II	5	0.12	0.01	0.80	0.015	0.008	1741	5-8
	6	0.33	0.01	0.80	0.015	0.008	1725	6-8
	7	0.51	0.01	0.80	0.014	0.008	1692	7-8
	8	0.80	0.01	0.80	0.013	0.008	1640	

* Estimated from "THERMOCALC" programing based on thermodynamic theory

ちの一手法であるグリーンブル試験法⁸⁾を用い、レール鋼のHAZ 液化割れ感受性を検討した。試験はそれぞれ組成の異なる鋼材から製作した単一材試験片と組成の異なる鋼材の組み合わせに対しそれらをあらかじめ圧接した継手から製作した圧接材試験片の2種類の試験片を準備して実施した。

単一材として試験に用いた鋼材の化学成分と理論計算により推定した固相線温度を Table 3 に示す。推定固相線温度については、熱力学自由エネルギー理論を援用した平衡状態計算⁹⁾により求めた。これらの試験材はC-Si-Mn 系炭素鋼の範囲で、C量および不純物元素P、S量の水準の異なる市販鋼材から選定したものであり、径10 mm、長さ120 mm の試験片を加工し、グリーンブル試験機による熱サイクル付与試験に供した。

一方、圧接材として試験に用いた試験溶解材の化学成分と推定固相線温度を Table 4 に示す。Mn 量および不純物元素のP、S量水準を大幅に変えた2系統の実験材でC量水準を変化させた。これらC量の異なる試験材(径16 mm の丸棒)を組み合わせ、誘導加熱方式の一軸圧縮試験機を用いて真空度1.3 Pa、1523 K 加熱、加圧力10 MPa、5 mm

Fig. 3 Microstructure & carbon distribution at bonded zone of butt-weld.

Table 5 Discrepancy of heating temperature between surface and inner side.

Covering of specimen's surface	Material of holdfast	Heating rate (K/s)	$T_c - T_s$ (K)	Remark
SiO ₂ celamic *	Stainless	22	2	Maximum temperature of surface : 1523 K
	Stainless	7	5	
	Copper	22	2	
Quartz tube	Stainless	22	26	
None	Stainless	22	29	
	Stainless	7	25	
	Copper	22	18	

* Fiber-flux paper (thickness : 2mm)

アプセットで高温圧接を行い、中心部を境にC量の異なる異材接合継手を作製した。さらに、この接合継手から圧接面を中心としたグリーン試験片を加工し同様の試験に供した。なお、この圧接材試験片接合部の光学顕微鏡組織観察例を、X線マイクロアナライザーによるCの線分析結果と併せて Fig. 3 に示す。Cの拡散遷移帯の中は約1mm以下であり、実際のEAW法溶接継手の場合とほぼ同程度であることを確認した。また、全試験片の接合界面の健全性も、X線透過試験により確認し実験に用いた。

2.3 HAZ 液化割れ再現試験方法

グリーン試験法では、試験片に熱サイクルを付与するに際して、通電加熱により温度制御を行うが、試験片表面は輻射による熱放出により、内部より数10Kほど温度が低い⁶⁾。再現試験法では断面内の温度勾配を極力小さくすることが望ましいと考え、試験片つかみ部材質、加熱速度および試験片表面の保温状況などを変えた実験条件の下で、温度制御に関する検討を行った。

Table 5 は、試験片表面と内部の温度差を、表中に図示する位置について測定した結果である。シリカ系の断熱材で試験片表面を覆うことにより、表面と内部の温度差を5K

Fig. 4 Temperature distribution at specimen center for synthetic test.

Fig. 5 An example of thermal cycle at rail web for enclosed-arc welding.

以下に抑えられることが分かった。一方、試験片表面における試験片軸方向の温度分布状態を測定した結果を Fig. 4 に示す。加熱最高到達温度が1287 K 以上になると、到達温度が高くなるほど試験片中央での温度変化が大きくなる傾向を示すが、その温度勾配は僅かであり約10~15 K/mm程度である。HAZ 液化割れ発生位置が融合境界(再現試験片の中央部)に隣接した位置であることを考慮すると、この程度の温度勾配は再現試験法の温度制御条件として問題がないと考えた。

Fig. 5 は、EAW 法による実施工におけるレール腹部の融合境界位置での温度履歴測定結果である。試験片に付与する熱サイクルはこの温度履歴を参照し、簡易化したものを設定した。前述したように HAZ 液化割れの発生には凝固-冷却過程での収縮ひずみに関与すると推察される。しか

Fig. 6 Transition of nominal stress & temperature on synthetic test.

し、実際の溶接継手部における高温でのひずみ挙動を定量的に明らかにすることは難しいので、これを単純化し、熱サイクル付与試験中の全温度域にわたり、試験片軸方向の変位を拘束する方法⁶⁾を採用した。試験中の温度および試験片の軸方向に加わる公称平均応力(膨張・収縮ひずみに対応)の推移状況の一例をFig. 6に示す。昇温過程で圧縮応力が増加した後、773 K 近傍から圧縮塑性変形および逆変態収縮による応力緩和が進み、応力がほぼ0に戻った後、冷却過程で引張塑性変形および変態膨張による応力緩和分が除かれた引張応力が加わる典型的な応力負荷サイクルが得られている。なお、最高到達温度での保持時間は、安定してHAZ液化割れが再現できる条件を予備試験により求め、60秒とした。

3. 実験結果および考察

3.1 レール鋼 HAZ 液化割れの発生条件

溶接金属C量を変化させた実溶接継手試験片のX線透過探傷試験の結果では、溶接金属のC量の低い条件(0.42%以下)で、いずれも融合境界域に沿って欠陥像が認められた。Fig. 7に割れ欠陥発生部の光学顕微鏡観察結果と走査型電子顕微鏡による割れ破面観察結果の一例を示す。割れは融合境界に隣接したHAZ粗粒域のオーステナイト粒界交差部(3重点)を含み粒界に沿って開口している。また、その破面の特徴は溶融痕跡のあるオーステナイト粒界破面である。いずれも典型的な高温液化割れであることを示しており、この割れ欠陥がHAZ液化割れであることが分かる。なお、Fig. 7の破面観察写真に見られるように、液化粒界には割れを誘起するような脆いフィルム状の析出相は認められなかった。

Fig. 8は、この割れ発生率に及ぼす溶接金属中のC量と溶接入熱条件の影響について、溶接金属と母材レールとのC量の差で整理した結果である。C量の差が0.3%以上の範囲では、C量の差が増大するほど、すなわち、溶接金属のC量が低下するほど割れ発生率が増加する。逆に、C量の差が0.2%以下では割れ発生はほとんど見られなくなる。こ

Weld metal $\longleftrightarrow$ HAZ

Fig. 7 An example of HAZ liquation crack.

Fig. 8 Influence of carbon content & weld heat input for HAZ liquation crack.

のように、溶接金属と母材レールとのC量の差と、レール鋼のHAZ液化割れ発生率には明瞭な相関が認められた。この実験結果は、HAZ液化割れが溶接金属とHAZ(レール鋼)との凝固点差に起因して生じるとする、著者らが前報^{4,5)}で提唱した考え方を十分に裏付けるものである。

また、Fig. 8において溶接電流値の大きいものほど溶接入熱が高いことを示しているが、溶接金属が低Cになり母材レールとのC量の差が大きくなるほど、溶接の高入熱化はHAZ液化割れ発生率を増加させる傾向を示している。

この溶接入熱の影響を考慮すると、実施工において HAZ 液化割れの発生を低減するためには、太径溶接棒での高電流の使用を制限することが望ましい。

3.2 レール鋼 HAZ 液化割れ感受性の検討

3.2.1 単一材による HAZ 液化割れ感受性検討

単一材に前章で述べた熱サイクルを付与し、得られた割れ状欠陥破面の電子顕微鏡観察結果の例を Fig. 9 に示す。前出の Fig. 7 と比較して分かるように、ほとんど同一の割れ発生形態を示しており、レール鋼の HAZ 液化割れが再現できたと考えられる。

単一材の HAZ 液化割れ再現試験結果を Fig. 10 に示す。再現試験における最高到達温度をそれぞれの推定固相線温度に対し変化させ、割れ発生温度域を調べた結果である。図から明かなように、化学成分の異なる3鋼種ともに固相線温度直下で液化割れが発生しており、いずれも固相線温度から固相線温度下 -60 K までの範囲が割れ発生温度域であることを示している。この図で注目されるのは、市販レール鋼材 C 鋼 (図中△印) の HAZ 液化割れ感受性が、市販軟鋼系鋼材 A 鋼 (図中○印) と比較して必ずしも高くなく、むしろ低めである点にある。この点の再確認とデータのバラツキも検討する目的で、A 鋼および C 鋼を用い、さらに同様の試験を実施し平均値を求めた。図中に▲、●で示すように、高温側 (固相線温度方向) にシフトした結果が得られているが、割れ感受性の相対的な関係は最初に求められたものと同様のものが得られた。すなわち、レール鋼の HAZ 液化割れ感受性は軟鋼程度であり、この種の割れが

Fig. 9 Fracture surface of crack occurred in synthetic test.

Fig. 10 Crack susceptibility & temperature range of crack occurrence for three type of steels.

実施工で問題になる低合金鋼系の超高張力鋼や合金鋼などと比較すると、材質的に HAZ 液化割れが問題になる鋼材でないことが明かである。なお、A 鋼のような鋼材では実際の溶接施工において、通常、HAZ 液化割れの発生が問題になることはないので、本報で用いた HAZ 液化割れ再現試験方法は苛酷な試験法といえる。また、Fig. 10 において B 鋼 (図中□印) の液化割れ感受性が大きな値を示している。この理由は B 鋼が A 鋼および C 鋼に比較して、不純物元素である P, S が一般に市販されている鋼材の上限以上に多く含有されているためであると推定される。ただし、現行のレール鋼の P, S の含有量はこのような大きくなく、特に S は 0.01% 以下と清浄である。

Fig. 11 にレール鋼の EAW 法溶接継手部の CMA (Computer aided micro-analyzer) 分析結果を示すが、粗粒域のオーステナイト粒界は部分的ではあるが C, Mn, S が濃厚偏析している。HAZ 液化割れの発生箇所がオーステナイト粒界であるのは、このような偏析によりこの部分の固相線温度が、マトリックスに比べさらに低下していることによるものと推察される。すなわち、HAZ 再現割れ試験において割れ発生温度域が固相線温度から固相線温度下 -60 K までの範囲にあることが認められたが、オーステナイト

Fig. 11 Results of chemical analyze by CMA for an enclosed-arc welded joint.

Fig. 12 Analysis at matrix & some precipitations on fracture surface of HAZ liquation crack by EDS.

粒界部分の固相線温度が偏析により最大で約60 Kほど低下すると推定される。

Fig. 12 は、C鋼で再現された HAZ 液化割れの代表的な破面上を、EDS (Energy dispersion spectrometry) で分析した結果である。破面形態の大部分を構成しているのは、Fig. 12 (a)に示すようななめらかな面であるが、この部分の分析結果が示すように第二相の存在は認められない。一方、Fig. 12 (b)は極く稀に観察される析出物を同定した結果であるが、Fe, Mn, S の特性X線のピークが認められた。不純物元素のP, S量が高いB鋼ではC鋼に比較するとこれらの析出物が多少多く観察されたが、いずれも破面上に極めて散発的にしか見られない。したがって、従来から言われているこれらの元素からなる低融点の析出物が HAZ 液化割れを発生させる主因子とは認め難く、むしろ、粒界偏析によるオーステナイト粒界部分の固相線温度の低下とその領域の広がり方が主として関与していると考えられる。

3.2.2 圧接材による HAZ 液化割れの検討

実際の EAW 継手と同じように、主にC量の異なる鋼材間の接合界面を有する圧接材を用い HAZ 液化割れの再現を試みた。前項で用いた再現試験法を圧接材に適用した場合、単一材との相違は相隣り合う材料の機械的性質および相変化の温度依存性が異なる点にある。

圧接材に対し HAZ 液化割れ再現試験を行い、得られた割れ状欠陥の光学顕微鏡観察結果と割れ破面の電子顕微鏡観察結果の例を Fig. 13 に示す。割れはレール鋼に類似させた、共析成分相当のC量を有する高C系材料側(固相線温度の低い材料側)に発生していることが分かる。割れの

Fig. 13 Observation of crack occurred in synthetic test.

Fig. 14 Relationship between crack susceptibility and difference in carbon content.

発生形態上の特徴は前出の Fig. 7 や Fig. 9 に示したものとほぼ同一であり、圧接材に関してもレール鋼の HAZ 液化割れを再現させることができた。

Fig. 14 は再現試験の結果を、圧接材の組み合わせ材料間の C 量の差で整理した結果である。図中の●印で示す点は、単一材のレール鋼材 C 鋼で得られている値（前出の Fig. 10 を参照）を内挿したものである。Mn 量および不純物元素の P, S 量水準を変えた 2 系統の試験溶解材による実験は、いずれも C 量の差が大きい圧接材ほど高い割れ発生率を示しており、実際の EAW 法継手で生じる現象と同じ割れ発生傾向を得ることができた。また、この図において、不純物元素の P, S も含め C 以外の元素を全く添加していない実験系列では、非常に低い割れ発生率が得られている。前項でも考察したように、この実験系列では液化割れ発生部である粒界での偏析が低減していることが推察され、その結果、割れ発生率が低減したと考えられる。

3.2.3 HAZ 液化割れの発生機構

以上の実継手および再現実験の結果を踏まえ、レール鋼の EAW 継手における HAZ 液化割れの発生機構について考察する。前出の Fig. 8 および Fig. 14 とともに液化割れを呈する部位は、『C 量の差』に無関係に常に共析 C 側である。従って、割れ発生部位における割れに対する材料抵抗（粒界の液膜化状態および粒内の強度・延性）は、各試験片ごとの多少のパラツキを除くと、『C 量の差』の因子に依らず同一のはずであり、『C 量の差』が大きくなるに伴い割れ発生率が増加する原因としては、材料因子でなく力学的因子が働いていると推察される。すなわち、HAZ 粒界に作用するひずみ挙動（初期ひずみ量と作用温度域）が『C 量の差』によって異なることが、HAZ 液化割れ発生率を支配している要因と考えられる。

破面観察結果によれば Figs. 7, 13 に示すように、割れは粒界破壊や延性破壊でなく液相状態を呈している。また、その割れ面積は『C 量の差』によって大きく変化している。これらの点を考慮すると、液化割れの発生有無は、溶接金属の凝固による収縮ひずみが、HAZ の粒界に有効に作用する時期に依存した結果であるといえる。また、その発生量の程度はその時点でのひずみ量の大きさに左右されると考えられる。言い換えると、溶接金属に相当する相手材が強度、延性を有し、隣接 HAZ のオーステナイト粒界固液界面に変位を作用させ得る温度域（相手材の完全凝固温度

Fig. 15 Schematic distribution of high temperature strength at bonded zone under solidus temperature of high carbon steel.

～隣接 HAZ のオーステナイト粒界固相線温度)が、相手材の C 量レベルにより異なることによって、液化領域の開口が支配されていると考えられる。このように考えた場合、相手材が低 C であるほど完全凝固の温度は高く、従って、低融点材である共析 C 側のオーステナイト粒界液化領域は広がり、変位開口する割合が高くなるといえる。

最後に、本論文で得られた知見に基づき、レール鋼の HAZ 液化割れの発生機構を模式的に Fig. 15 に示す。レール材とはほぼ類似の化学成分を有する高 C 系溶接金属を組み合わせた場合（図中 a のケース）では、溶接中の溶融池に隣接する HAZ 粗粒域で偏析度の高いオーステナイト粒界が液化温度にさらされる温度条件下 (T_I , T_{II}) では、溶融池領域の凝固が完全には終了せず液相部分が存在していると推定されるので、変位はその部分に吸収され直接 HAZ 液化部に作用しないので液化割れは発生し難い。従って、溶接金属が凝固しその収縮ひずみが作用し始める温度条件下 (T_{III}) まで冷却が進んでも、一旦液化した HAZ 粗粒域のオーステナイト粒界は完全に再凝固しているため割れとして残ることはない。

一方、母材レールとの C 量の差の大きい化学成分を有する低 C 系溶接金属を組み合わせた場合（図中 b のケース）では、HAZ 粗粒域のオーステナイト粒界が液化する温度にさらされる温度条件下で、高温域 (T_I) では前述の a のケースでの T_I , T_{II} 温度条件下と同様の状態もあるが、 T_{II} まで温度降下した場合に示すように溶接金属領域が完全に凝固した状態が存在する。この場合、HAZ の液化部には溶接金属の凝固にともなう収縮ひずみが作用するため、オーステナイト粒界の液化界面が開口し、 T_{III} の温度段階に示すようにその後の溶接部冷却により開口量が増加し、液化割れとして残留する。

4. 結 論

レールの現地溶接に用いられている既存の低C系 EAW 法で発生する HAZ 液化割れにおいて、定量的に明確でなかった割れ防止の限界C量および溶接入熱条件の影響を明らかにするとともに、レール鋼の HAZ 液化割れ感受性を調べ、割れ発生機構を検討した。その結果、以下の知見を得た。

1) レール鋼の HAZ 液化割れ発生傾向は、溶接金属と母材レールのC量差と密接な関係があり、C量の差が0.3%以上の範囲では、C量の差が増大するほど割れ発生率が増加する。逆に、C量の差を0.2%以下にすれば割れは防止できる。

2) 溶接金属と母材レールとのC量の差が大きくなるほど、溶接の高入熱化は HAZ 液化割れ発生率を増加させる。C差が大きい場合の実施工においては、太径溶接棒での高電流の使用を制限することが望ましい。

3) 現行の市販レール鋼材の HAZ 液化割れ感受性は、材質的に HAZ 液化割れが問題にならない軟鋼系の鋼材と同程度である。

4) 不純物元素のP, Sを低減するなど鋼材を清浄化することは、HAZ 液化割れ感受性を低減する上で有効である。

5) 液化割れの発生温度域は割れが発生する部材の固相線温度近傍から固相線温度下-60 Kの間である。

6) 中心部を境にC量の異なる圧接材試験片を用いた再現試験により、実際のEAW法で生じる事象と同じ結果、すなわち、C量の差が大きいほどHAZ液化割れ発生傾向

が増大する結果を確認した。

7) 母材レールと溶接金属とのC量の差の増加に伴いレール鋼のHAZ液化割れ発生率が増大することの主要因子は、レール鋼の固相線温度近傍で液化状態にあるオーステナイト粒界液化部に作用する収縮ひずみ量とその作用時期が、溶接金属の完全凝固温度の違いによって変化する点にある。

参 考 文 献

- 1) 滝本正, 大石橋宏次: “レールの溶接方法”, 鉄道線路, Vol. 25, No. 10, 1977.
- 2) 栗原利喜雄: “レール損傷に関する研究”, 鉄道技術研究所報告, No. 1188, 1981.10.
- 3) 安藤, 大久保: “高炭素鋼の狭間先自動ガスシールドアーク溶接”, 第138回溶接法研究委員会資料, SW-2184-92.
- 4) 内野耕一, 奥村誠, 岡崎睦, 杉野和男, 百合岡信孝: “レール用被覆アーク溶接金属の高炭素化とその適用条件の確立”, 溶接学会論文集, Vol. 10 (1992), No. 1, 65-74.
- 5) 内野耕一, 狩峰健一, 上山且芳, 大石橋宏次, 小池弘之: “高強度レールの新エンクローズアーク溶接法と継手性能”, 溶接学会論文集, Vol. 10 (1992), No. 1, 74-82.
- 6) 田村博, 加藤昇, 真鍋正己, 山地睦彦: “溶接熱サイクル再現試験による高温割れの研究”, 溶接学会誌, Vol. 38(1969), No. 10, 1124-1133.
- 7) 鈴木洋夫, 西村哲, 山口重裕: “凝固組織を持つ種々の鋼の高温域における脆化特性”, 鉄と鋼, Vol. 65(1979), No. 14, 2038-2046.
- 8) G.A. Willer, R. Batra, W.F. Savage and, W.J. Childs: “The effects of thermal history and composition on the hot ductility of low carbon steels”, Met. Trans., 6A (1975), 1727.
- 9) B. Sundman, B. Jansson and J.-O. Andersson: CALPHAD, 9 (1985), 153.