

送電鉄塔用鋼管STKT590溶接熱影響部の 溶融亜鉛めっきぜい化に及ぼす微量ボロンの影響

家澤 徹*・井上 尚志*²・平野 攻*³・岡沢 亨*⁴・小関 智也*⁵

Effect of Boron on Liquid Zinc Induced Embrittlement in Heat Affected Zone
of STKT590 Steel Tube for Power Transmission Tower

Tohru IEZAWA, Takashi INOUE, Osamu HIRANO, Tohru OKAZAWA and Tomoya KOSEKI

Synopsis : This paper represents the effect of boron on liquid zinc induced embrittlement in the heat affected zone of STKT590. To determine the susceptibility toward liquid metal zinc induced embrittlement at a fracture time of 400s (S_{LM-400}), 64 kinds of carbon steel whose boron content was varied in 4 levels, have been tested by the notched-bar-tensile test method.

S_{LM-400} is reduced linearly if a small amount of boron, less than 4 mass ppm, is added. In the case of more than 4 mass ppm of boron, S_{LM-400} is minimized to 10 to 20%. Therefore, boron is considered to intensify liquid zinc induced embrittlement, because the ferrite ratio at the grain boundary is reduced.

Additionally, we reconsidered the JIS regression formula of carbon equivalent for susceptibility liquid zinc induced cracking (CEZ). As a result, a modified formula of CEZ was suggested to revise the JIS formula. This formula has been considered to be effective in predicting resistance to zinc induced cracking in large steel structures.

Key words : carbon steel ; liquid metal embrittlement ; liquid zinc ; boron ; hot galvanizing ; grain boundary ; steel pipe ; electric power transmission tower ; regression analysis.

1. 緒言

送電効率の向上を目的として送電電圧は逐次増大され、1990年代後半には我国初めての100万ボルト送電 (UHV) が東京電力において営業運転される予定である。この中で送電鉄塔については従来にない大型鉄塔 (最大約950t/基) となり、設計、鋼材など各方面から長年にわたり検討が行われた。UHV鉄塔は現在第一次の南北線 (柏崎-東山梨) が完了し、第二次の東西線 (福島-西群馬) が着工されている (総重量は約26万t)。

鋼材については、従来の490~540MPa級鋼を590MPa級に強度を上げ鉄塔の軽量化を図る検討が鋼管、鋼板、形鋼、鍛造フランジ、溶接材料について行われ、「送電鉄塔用新HT60開発委員会」が1983年に設置された (委員長：藤本盛久神奈川大学学長，幹事：巴コーポレーション，委員：新日鉄他12社)。送電鉄塔は溶接組立後すべて溶融亜鉛めっきが行われるため、めっき中に発生する熱応力および溶接時の残留応力に起因するすみ肉溶接部の溶融亜鉛めっきぜい化 (いわゆる液体金属ぜい化) の対策が鋼材開発の最大の

技術課題であった。一般に鋼材の強度が高いほどめっきぜい化が生じやすく、これが溶融亜鉛めっき割れ (以下、めっき割れと記す) の発生原因となるためであるが、これについてはすでに詳細な研究が行われ^{1)~5)}、1988年「鉄塔用高張力鋼鋼管G3474-1988」あるいは「鉄塔用高張力鋼鋼材G3129-1988」等としてJISに制定された。Fig. 1にめっき割れの一例を示したが旧オーステナイト粒界割れである。

一方、著者らを含む上記開発委員会第1委員会 (鋼管、鋼

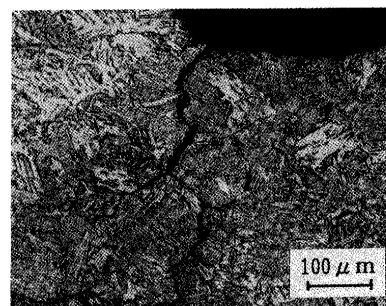


Fig. 1. Appearance of liquid zinc induced cracking occurred at toe of fillet weld.

平成4年12月2日受付 平成5年5月14日受理 (Received on Dec.2, 1992; Accepted on May 14, 1993)

- * (株)巴技研 溶接研究部 (Welding Research Div., Tomoe R&D, Ltd., 3-4-5 Toyosu Koto-ku Tokyo 135)
- * 2 新日本製鉄(株)鉄鋼研究所 (Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)
- * 3 NKK鋼管技術開発部 (Pipe and Tube Technology Development Dept., NKK Corporation)
- * 4 住友金属工業(株)和歌山製鉄所 (Wakayama Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)
- * 5 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

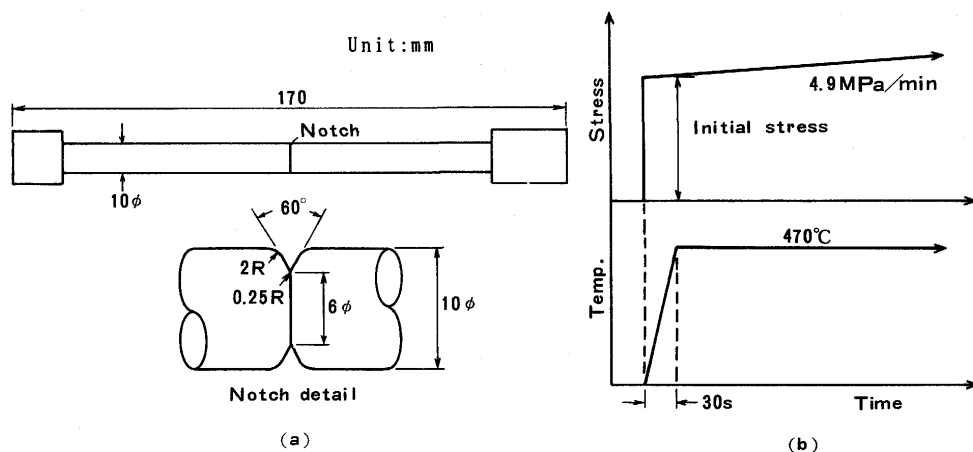


Fig. 2. Details of notched bar tensile test method. Specimen details (a) and stress-temperature diagram (b).

板)は現在も継続され、鉄塔の実製造結果をふまえて各種の検討を行っているが、この中でUHV鉄塔主柱材として全面的に使用されているSTKT590(上記JIS・G3474)についてめっき割れに対する微量ボロンの影響が顕著であることが新たに明らかになった。

本論文では、微量ボロンについての実験結果とその考察について述べ、また上記JISのめっき割れに対する鋼材化学成分の当量式「CEZ」の改訂を提案する。

また、以下に述べる考え方は送電鉄塔のみならず、溶融亜鉛めっきを行う大型溶接鋼構造物、例えば亜鉛めっき橋梁等のめっき割れ防止の鋼材研究にも適用できる。

2. 微量ボロンと溶融亜鉛ぜい化

めっき割れは鋼材を溶融亜鉛に浸せきした時、鋼材に発生する熱応力および溶接時の残留応力によって溶接熱影響部の結晶粒界に亜鉛が拡散し、割れが発生すると考えられており、その発生応力挙動^{6)~8)}および亜鉛拡散⁹⁾についてはUHV鉄塔の研究過程で既に多くの報告がある。鋼材の亜鉛ぜい化度の定量方法についても、上記委員会で詳細に検討され¹⁾²⁾、JISにも採用されているので、本研究でもそれを採用した。すなわち

亜鉛ぜい化度 S_{LM} [†]

$$= \frac{\text{溶融亜鉛中の切欠破断応力}}{\text{亜鉛が無い時の切欠破断応力}} \times 100 (\%) \cdots \cdots (1)$$

である。ただし、同一形状の試験片に同一条件で溶接熱影響部を再現し、試験温度は分子、分母とも470°Cである。

2・1 実験方法および供試鋼

Fig. 2に亜鉛ぜい化度 S_{LM} を求めるための切欠付き丸棒引張試験法を示す。試験片の切欠部には加熱温度1400°C、800°C~500°Cの冷却時間8s(実際鉄塔溶接の最も早い冷却条件)の再現溶接熱サイクルを予め与える。引張試験はFig. 2(b)に示す試験条件で行い、鋼種に応じて100~600MPaの種々の初期応力を負荷して破断時間と破断応力を求める。

Fig. 3に S_{LM} の試験結果の一例を示すが、鋼種によって S_{LM} は大きく差があることがわかる。曲線が上にあるほど耐亜鉛ぜい化度がよいことを示しているが、ここでぜい化度の具体的数値は、実際のめっき作業も考慮して横軸の破断時間が400sの時の S_{LM} 、すなわち S_{LM-400} で鋼種間のぜい化度を比較した。

供試鋼は微量ボロン(以下Bと記す)を4水準に変化させると共に基本成分であるC,Mnを実用鋼の範囲で変化させ、

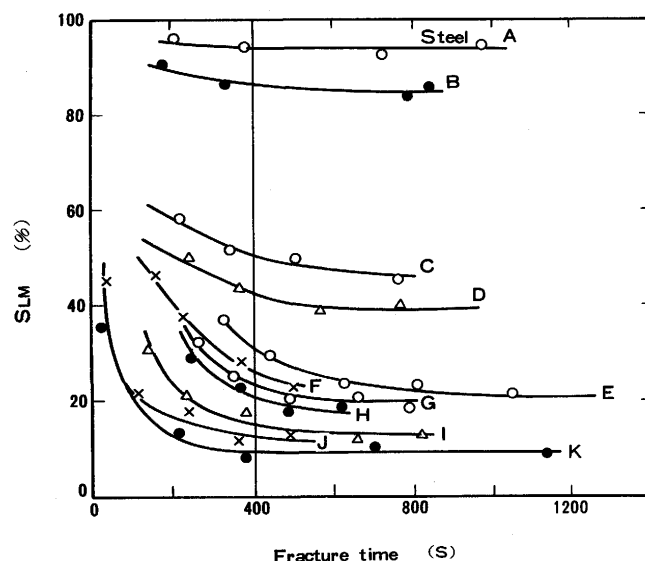


Fig. 3. Relation between fracture time and S_{LM} of various steels by notched bar tensile test. $S_{LM} = (\text{Fracture stress of zinc coated specimen} / \text{Fracture stress of non-coated specimen}) \times 100$.

Table 1. Range of aimed chemical compositions of steels.

Thickness (mm)	Chemical compositions (mass%)			Number of charge
	C	Mn	B	
20	0.10~0.12	1.3~1.4	4 levels*	16
	0.06~0.08	1.6~1.7	4 levels	16
12	0.10~0.12	1.2~1.3	4 levels	16
	0.06~0.08	1.4~1.5	4 levels	16

* ① less than 1 mass ppm, ② 1~2 mass ppm, ③ 2~3 mass ppm, ④ 3~5 mass ppm

[†] Susceptibility to Liquid Metal Embrittlement

Table 2. Examples of chemical compositions of steels investigated and experimental results.

Thickness (mm)	Chemical Compositions*																Y.P MPa	T.S MPa	El %	S _{LM-400} %	ε _{zc} %
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti	Al	N	B						
12	0.078	0.21	1.47	0.018	0.004	0.01	0.01	0.01	0.01	0.038	0.048	0.015	0.019	0.0018	0.6	482	593	35	65	4.1	
	0.076	0.21	1.45	0.017	0.004	0.01	0.01	0.01	0.01	0.038	0.047	0.014	0.019	0.0018	2.7	512	622	32	21	2.5	
	0.074	0.22	1.44	0.020	0.004	0.01	0.01	0.01	0.01	0.040	0.053	0.018	0.021	0.0017	3.1	516	628	34	14	1.7	
	0.074	0.22	1.43	0.020	0.004	0.01	0.01	0.01	0.01	0.039	0.052	0.017	0.021	0.0017	4.9	522	633	32	11	1.3	
	0.120	0.20	1.27	0.018	0.004	0.01	0.01	0.01	0.01	0.029	0.047	0.017	0.018	0.0018	0.3	526	625	33	76	4.4	
	0.118	0.20	1.27	0.018	0.004	0.01	0.01	0.01	0.01	0.029	0.047	0.017	0.018	0.0017	2.4	525	648	33	40	2.9	
	0.118	0.20	1.27	0.018	0.004	0.01	0.01	0.01	0.01	0.037	0.045	0.016	0.018	0.0022	4.5	510	625	32	20	1.3	
	0.116	0.20	1.26	0.018	0.004	0.01	0.01	0.01	0.01	0.037	0.044	0.016	0.018	0.0018	6.1	519	636	32	12	1.1	

* mass ppm for B and mass% for other elements

Table 1に示す64鋼種とした。いずれも200kg～500kgの真空溶解を行い、小型圧延機により、制御圧延、制御冷却の現場製造条件を再現した。すなわち、UO鋼管の代表として板厚20mm、ERW鋼管の代表として板厚12mmの鋼板に圧延した。

Table 2に具体的化学成分、機械的性質およびS_{LM-400}の一例を示した(表中のε_{zc}は後述)。Bはいずれも湿式分析を行ったがほぼ目標の値を得ており、また機械的性質もJISを満たしている。

2・2 実験結果

Fig. 4に64鋼種についてのB量とS_{LM-400}の関係を示す。S_{LM-400}はC、Mn等の多少の変化にかかわらず、B量4mass ppmまではほぼ直線的かつ急激に低下し、B量4mass ppm以上では10～20%の低値にほぼ収れんする。すなわち4mass ppm以下の微量Bが、亜鉛ぜい化に対して極めて大きな影響を及ぼすことが明瞭である。

S_{LM-400}の絶対値と実際のめっき割れとの関係については、熱影響部に母材の降伏応力に相当する応力が付加されてもS_{LM-400} ≥ 42%で亜鉛割れが発生しないことが明らかにされている¹⁾。従ってB量が2mass ppm以下ではこの条件をほぼ

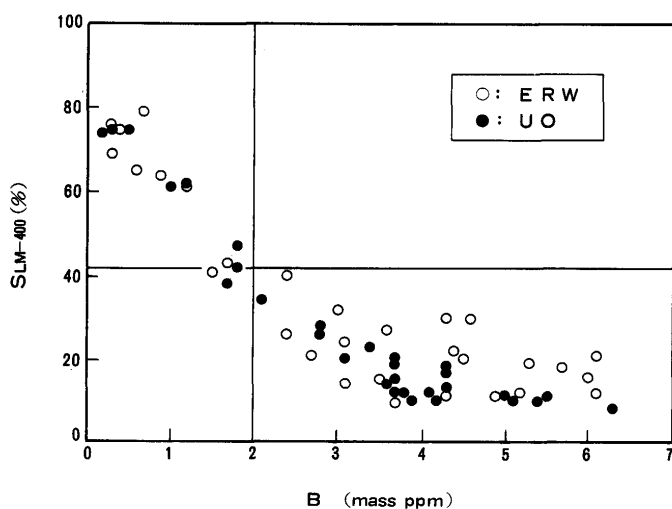


Fig. 4. Effect of boron on measured value of S_{LM-400}. S_{LM-400} means S_{LM} at fracture time of 400s.
ERW: electric resistance welded steel tubes,
UO: UO-formed steel tubes.

満足できる。

Fig. 4をさらに確認するため現場溶解鋼で実際の鉄塔に使用された13鋼種について試験を行った。この13鋼種はいずれもBが2mass ppm以下であり、Fig. 4の横軸に対する分布範囲が小さいが、64鋼種の小型溶解鋼の結果とよく一致した。ここで付記したいのは、従来から現場溶解の鋼材にBは添加していないことである。従って、大部分の鋼材はBが2mass ppm以下であるが、Si、Mn等の合金鉄、あるいは転炉の炉壁等から不純物として入る場合があり、時として2mass ppm以上の場合もあり得るのが実状であった。今回、めっき割れの鋼材対策として2mass ppm以下が必要条件であることが明確になったので、各製鉄メーカーは製鋼段階でこの管理を充分に行うことを決定し、またこれが可能であることも確認された。

一方、微量BによるS_{LM-400}の低下の原因を考える場合、Bは周知のように焼入性増加の元素であり、水素による溶接割れ(低温割れ)の場合と同じく溶接熱影響部の硬さの増加の影響を考えなければならない。Fig. 5にB量と再現熱影響部の硬さ(ボンド部硬さ)の関係を示した。ばらつきは大きいB量の増加に伴い硬さが全般的に増加する傾向にある。しかし3mass ppm以下の場合、その影響は明瞭とは言えない。

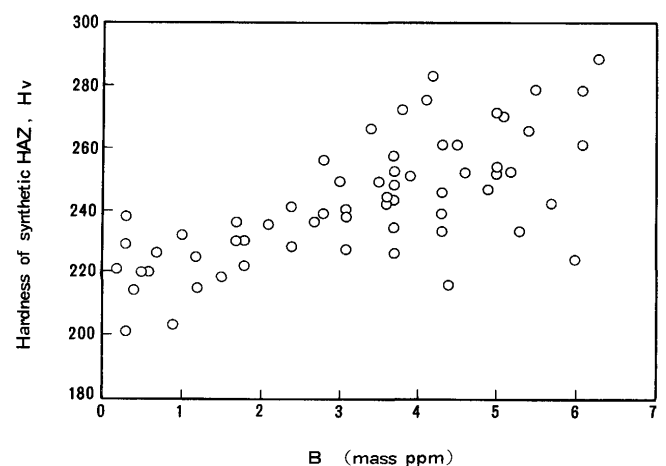


Fig. 5. Relation between boron content and hardness of synthetic HAZ.

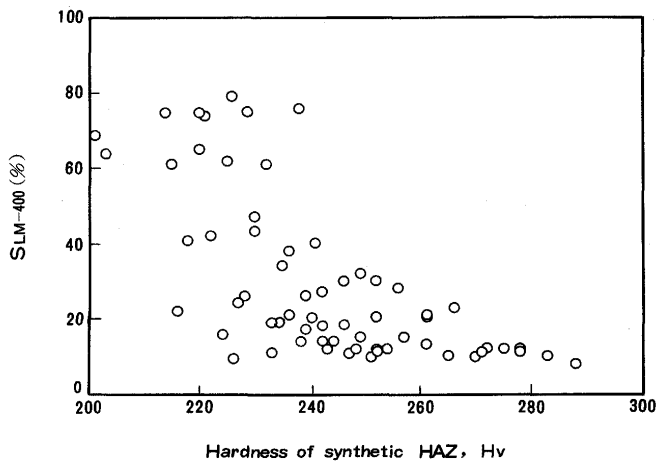


Fig. 6. Relation between hardness of synthetic HAZ and measured value of S_{LM-400} .

Fig. 6に硬さと S_{LM-400} との関係を示す。240HV以上では明らかに S_{LM-400} が低下するが、実際の鉄塔の熱影響部の硬さは大部分が220~240HVであり、この範囲では S_{LM-400} と硬さの相関は認められない。

従って微量Bによる S_{LM-400} の低下は別の原因を考えなければならず、これについては次章で述べる。

3. 溶融亜鉛ぜい化と結晶粒界フェライト占有率

S_{LM-400} と結晶粒界フェライト占有率（以下、フェライト占有率と記す）は正の相関関係があることは鉄塔の研究とは別に一連の亜鉛めっき橋梁の研究において著者らの一部が既に報告している¹⁰⁾¹¹⁾。

ここでいう粒界フェライトとは、溶接熱影響部の組織の中で旧オーステナイト粒界に析出する初析フェライト及び上部ベイナイトを意味し、また粒界フェライト長さの粒界長さ全体に対する比率をフェライト占有率と定義している。また、この研究で S_{LM-400} が50%以上、フェライト占有率60%以上の鋼にBを3~5mass ppm添加した場合、 S_{LM-400} およびフェライト占有率が大きく低下すると報告している。しかし、ここでは微量Bの影響についての詳細なデータは得られていない。

この知見に基づき、前章で得られた鉄塔用鋼材の微量Bと S_{LM-400} の関係の原因について検討した。

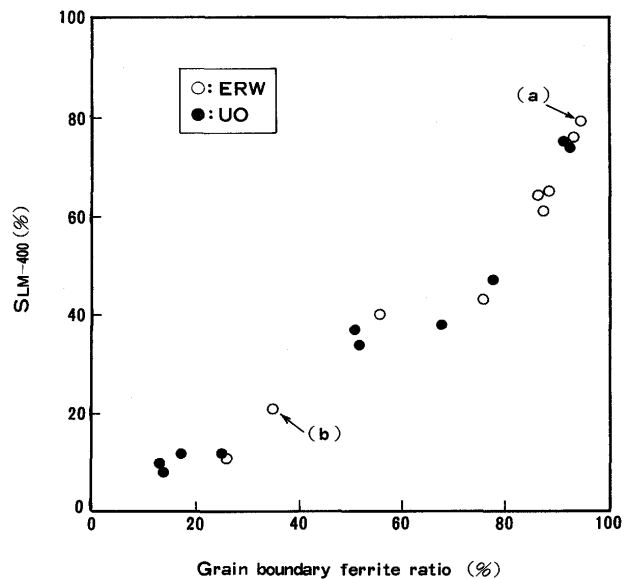


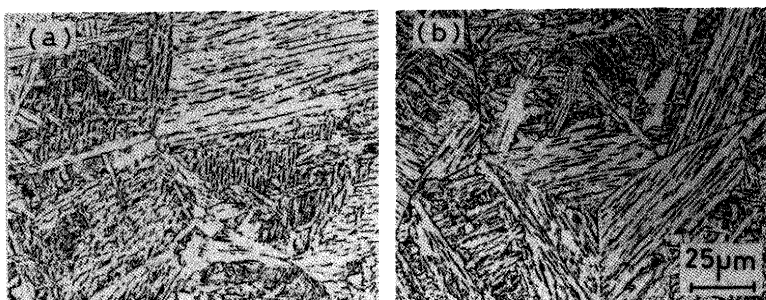
Fig. 7. Relation between grain boundary ferrite ratio and measured value of S_{LM-400} . Microstructures of (a) and (b) are shown in Fig. 8.

Table 2に化学成分の一例を示した今回の64鋼種の中から約20鋼種を選出し、 S_{LM-400} とフェライト占有率の関係をFig. 7に示した。両者は直線に近い相関を示し、微量Bの影響が前述の硬さでは説明できないが、フェライト占有率でよく説明できることがわかる。図中a, b鋼種についての組織をFig. 8に示した。

Fig. 9に前述の約20鋼種についてのB量とフェライト占有率との関係を示すが、両者にはよい相関が認められる。フェライト占有率は、粒界近傍での焼入性（以下、粒界焼入性と記す）と反比例の関係を示すものであり、鉄塔用鋼材STKT590ではBの影響を直線的に受けることが明瞭である。

このフェライト占有率に大きな影響を及ぼす粒界焼入性が従来の焼入性の回帰式（例えばCeq式、DI式）で決まらない理由は、焼入性の回帰式は多くの場合粒界、粒内を問わず平均的な焼入硬さによって決められ、少量の粒界フェライトの析出は硬さにほとんど影響しないためである。

前述のように亜鉛ぜい化は粒界への亜鉛の拡散侵入によって生ずるが、粒界フェライトがこの拡散侵入を抑制すると推定される。



(a) S_{LM-400} : 79%, Grain boundary ferrite ratio: 95%
(b) S_{LM-400} : 21%, Grain boundary ferrite ratio: 35%

Fig. 8. Examples of microstructures of synthetic HAZ.

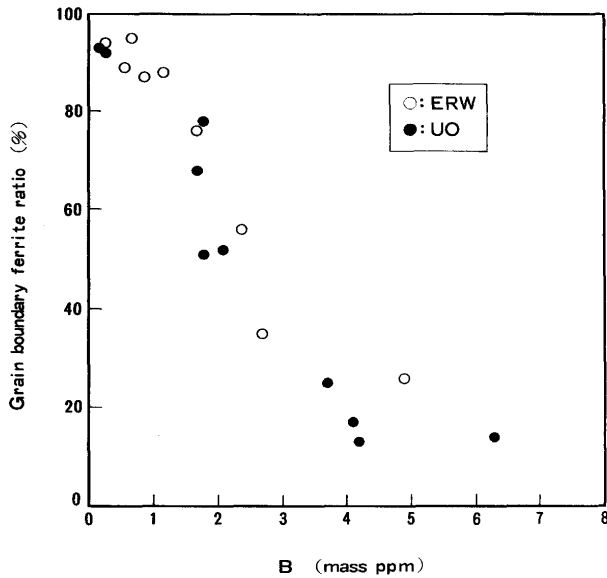


Fig. 9. Relation between boron content and grain boundary ferrite ratio.
ERW: electric resistance welded steel tubes,
UO: UO-formed steel tubes.

4. 溶融亜鉛ぜい化感受性当量CEZ式の再検討

めっき割れを防止するためには $S_{LM-400} \geq 42\%$ が必要条件である。しかし、この値による鋼材管理は特殊な試験設備を必要とするため現実的でない。そこで、鋼材の化学成分から S_{LM-400} を推定し管理することを目的に設定されたのが現在の溶融亜鉛ぜい化感受性当量CEZ式(JIS)である。同式は S_{LM-400} の実測値に対する鋼材成分の影響を重回帰計算により定量化し導き出されたものであるが、今回、 S_{LM-400} に対する微量ボロンの顕著な影響が明らかにされたため、その見直しが必要になった。以下、新たな式CEZ mod*(* modify)の検討結果を述べる。

4・1 適用化学成分範囲

前章に述べた64鋼種のみでは合金元素の種類、添加量の点で変動要因が少なく、CEZmod式の検討には不十分である。そこで、現CEZ式の検討に使用した鋼の中からBが比較的小さい122鋼種(B: 10 mass ppmまで)を加えた。

本重回帰計算に用いた鋼の化学成分範囲をTable 3に示した。CEZ式の成分範囲と唯一大きく異なる点はB量で、CEZ式がBの最大含有量40mass ppmであるのに対し、本重回帰計算ではこれを10mass ppmとした点である。

なお、上記122鋼種もBが4~10mass ppmの場合、Fig.4と同じく他の合金元素の添加量によらず S_{LM-400} が10~20%の実験結果であった。従って、Bが10mass ppmまでを一次式で重回帰計算するとBの係数が不正確になることが予測される。なお、Bが4~10mass ppmの鋼種(34鋼種)を除いて、 $B \leq 4$ mass ppmの鋼だけで回帰計算すると相関係数が0.918と低くやや信頼性に欠けると考えた。そこでBが4~10mass ppmの鋼はBをすべて4mass ppmとして計算した。

Table 3. Applied chemical compositions range to the equivalent formula of CEZ and CEZ-mod, and JIS spec..

	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr
CEZ, CEZmod	0.020~0.120	0.17~0.33	1.23~1.95	0.01~0.55	0.01~0.58	0.01~0.51
JIS spec.	≤ 0.12	≤ 0.4	≤ 2.0	—	—	—

	Mo	V	Nb	Ti	Al	N
CEZ, CEZmod	0.01~0.38	0.002~0.115	0.002~0.057	0.002~0.030	0.011~0.043	0.0017~0.0125
JIS spec.	—	$Nb+V \leq 0.15$		—	—	—

	B
CEZ	0.1~40
CEZmod	0.1~10
JIS spec.	—

* mass ppm for B and mass% for other elements

また、Bを多次式で回帰することはCEZ式に変換する際に精度低下が避けられず、一次回帰とした。

4・2 重回帰分析結果

現在のCEZ式はJISにも示されている次のとおりである。

$$S_{LM-400} = 424 - 667C - 25Si + (95Mn^2 - 342Mn) + 354S - 230V - 273Nb - 130Ti + (188Cr^2 - 198Cr) - 72Mo - 6000B \dots\dots\dots (2)$$

Sはプラスの効果を得られたが、じん性などへの悪影響から積極的に添加量を増加できないことから $S = 0.005 \sim 0.007$ mass%として、定数に+2を加算した。

またCr, Mnの項を直線近似した一次式から、当量式に算術変換し、めっき割れ防止条件である $S_{LM-400} \geq 42\%$ を加え、次の当量式を得ている。

$$CEZ = C + Si/27 + Mn/12 + V/3 + Nb/2.5 + Ti/5 + Cr/6 + Mo/9 + 9B \leq 0.28 \text{ mass\%} \dots\dots\dots (3)$$

一方、前述のようにBをすべて4mass ppm以下とした186鋼種についての重回帰結果は次のとおりである。

$$S_{LM-400} = 201 - 370C - 22Si - 51Mn - 35P + 33S - 28Cu - 22Ni - 87Cr - 123Mo - 275V - 182Nb - 82Ti + 24Al + 1700N - 155000B \dots\dots\dots (4)$$

(3)式と同様に $S_{LM} \geq 42\%$ 、Nは30mass ppmとして定数に+5を加算し、当量式に変換すると(5)式になる。なお、P, S, Alは(4)式における寄与率が低く、またこれらの係数が小さく添加量も少ないので削除できる。

$$CEZmod = C + Si/17 + Mn/7.5 + Cu/13 + Ni/17 + Cr/4.5 + Mo/3 + V/1.5 + Nb/2 + Ti/4.5 + 420B \leq 0.44 \text{ mass\%} \dots\dots\dots (5)$$

(5)式はBの係数が(3)式に比べて大きく増加しているのが特徴である。またFig.10に(4)式の計算値と実測値との相関を示したが、相関係数 $R = 0.948$ であり、この種の回帰式としては妥当な数値であると考えられる。

Fig.11にCEZmodと S_{LM-400} の関係を示した。 $B > 2$ mass ppmの場合、規定値である $CEZmod \leq 0.44 \text{ mass\%}$ を満足す

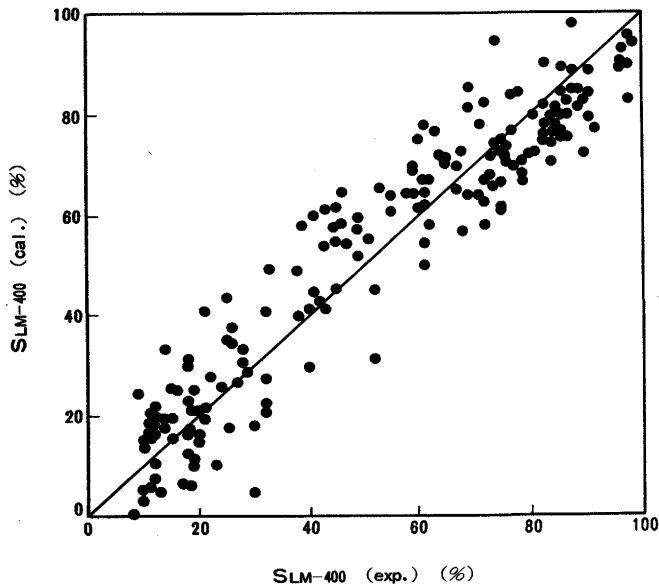


Fig. 10. Comparison of the measured value with the calculation value of S_{LM-400} .

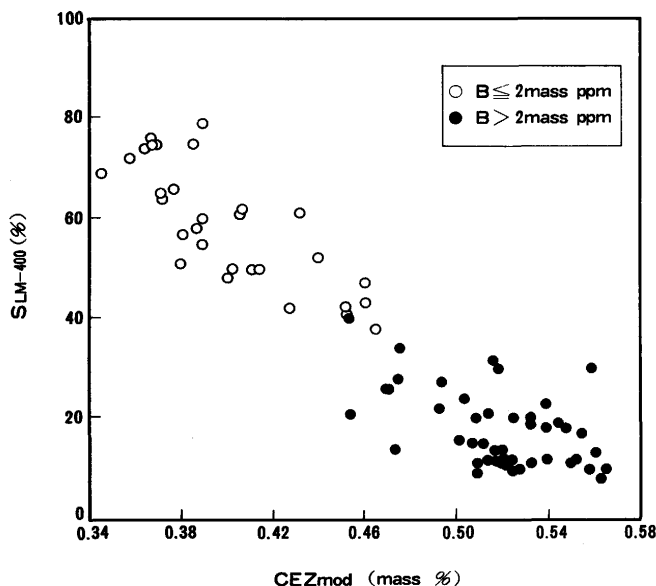


Fig. 11. Relation between calculation CEZmod values and measured S_{LM-400} values.

ることはできず、また S_{LM-400} もすべて42%以下となる。一方 $B \leq 2 \text{ mass ppm}$ 以下の場合、 $CEZmod \leq 0.44 \text{ mass \%}$ をほぼ確保でき($CEZmod > 0.44 \text{ mass \%}$ の場合が少数あるが、これは試験溶解でMn等を特に高くした場合である)、この条件では $S_{LM} \geq 42\%$ を得ている。またB量にかかわらず一貫してCEZmodと S_{LM-400} の相関性もよく本式の妥当性が示されていると考える。

Fig.12にCEZと S_{LM-400} の関係を示した。 $B > 2 \text{ mass ppm}$ の場合でもCEZの規定値 $0.28 \text{ mass \%}$ 以下を満足できる場合が多いが、 $S_{LM} \geq 42\%$ は確保できない。また $B \leq 2 \text{ mass ppm}$ の場合はほぼ $S_{LM} \geq 42\%$ を得ているが(例外は上述と同じく、Mn等を特に高くした場合)、全体的にCEZと S_{LM-400} の相関

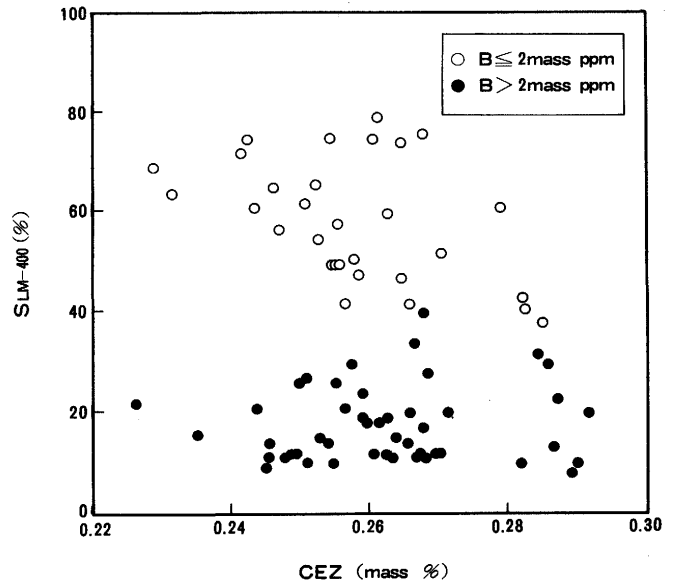


Fig. 12. Relation between calculated CEZ values and measured S_{LM-400} values.

はよくない。

以上、微量Bの影響の結果から、現在のJIS・CEZ式をCEZmod式に改訂することを提案する。

5. 溶接熱影響部の限界ひずみ

めっき割れについては鉄塔構造の面から各種の検討がなされている。実際に割れの発生しやすい箇所は鋼管厚に対して比較的厚いガセットプレートをすみ肉溶接した部位であり、板厚比が大きいほど割れが発生しやすい。

東京電力ではめっき浸せき時に熱応力により発生する局部ひずみが板厚比に伴って大きくなるとの見解から、熱弾塑性解析によりすみ肉溶接止端部の局部ひずみを算出し、鋼材のひずみによる評価法が検討された¹²⁾。著者らの前述の応力法と東京電力のひずみ法は、いずれも $450^\circ\text{C} \sim 470^\circ\text{C}$ の亜鉛中での評価方法で、破断応力あるいは割れ発生ひずみの低下はこの温度における粒界ぜい化という同一の原因による。また応力法でも切欠底部は絶対量は小さいが塑性変形が生じる。従って両方法は基本的には差異はないと考える。さらに、橋梁の研究において溶融亜鉛中における鋼材の破断までの塑性曲げ角度と S_{LM-400} は相関があることを著者らの一人が報告している¹³⁾。

以下応力法とひずみ法の比較についての実験結果および後述の限界ひずみとCEZmodとの相関について述べる。

熱影響部のひずみの検討は、東京電力の方法と同じく板厚7mm、平行部長さ60mm、幅19mmの引張試験片を炉加熱により試験片全体に溶接熱影響部を再現し¹²⁾、 450°C の亜

¹²⁾ 加熱炉の関係で加熱温度 1250°C 、保持時間5min、 $800^\circ\text{C} \sim 500^\circ\text{C}$ の冷却時間を15sとした。15sとしたのは、この加熱条件で、実際の鉄塔すみ肉溶接部の組織、硬さに合わせたことによる。

鉛中で引張荷重を加え、除荷法によりき裂が発生しない最大ひずみを限界ひずみ (ϵ_{zc}) とし、この ϵ_{zc} で各種の検討を行った。

Fig.13に S_{LM-400} と ϵ_{zc} の関係を示す。両者では熱影響部の再現条件も異なり低 S_{LM-400} 、低 ϵ_{zc} の範囲ではばらつくが、実際の鋼の $S_{LM-400} \geq 42\%$ の範囲では比較的相関性がよく予想通りの結果である。東京電力では前述の熱弾塑性解析による局部ひずみの算出から、 $\epsilon_{zc} \geq 2\%$ を目標にしているが、図のとおり、 $S_{LM} \geq 42\%$ ではこの目標をほぼ満足している。 $S_{LM} \geq 42\%$ は、前述のように母材の降伏応力に相当する応力が付加された拘束継手試験から割れ限界の S_{LM-400} を求めたものであり¹⁾²⁾、この拘束継手試験でも熱影響部には局

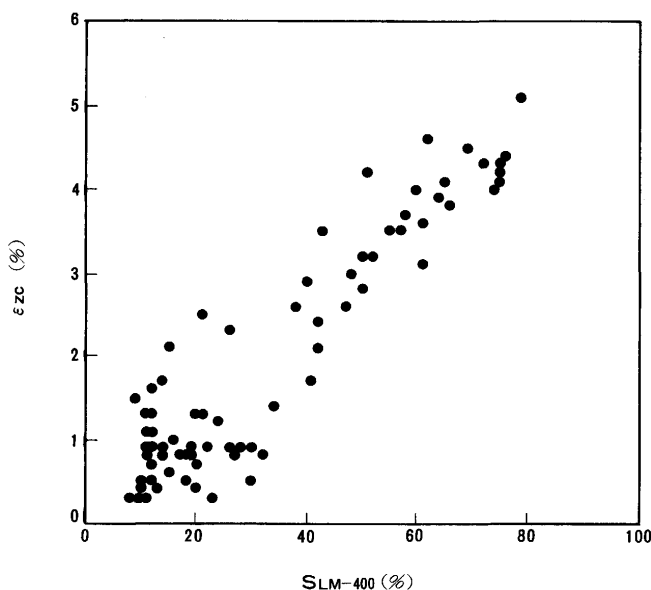


Fig. 13. Relation between measured values of S_{LM-400} and ϵ_{zc} . ϵ_{zc} means the maximum strain where cracking does not occur in molten zinc.

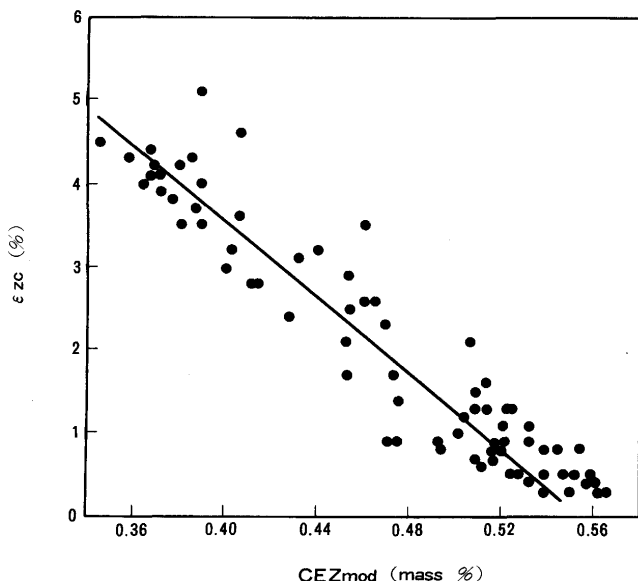


Fig. 14. Relation between calculated CEZmod values and ϵ_{zc} .

部的塑性ひずみが生ずる。従って $S_{LM-400} = 42\%$ と $\epsilon_{zc} = 2\%$ は基本的にはほぼ一致するものと考えられる。

Fig.14にCEZmodと ϵ_{zc} の関係を示すが相関係数 $R=0.939$ で比較的よく一致している。また $CEZmod \leq 0.44\text{mass}\%$ が規定であり、これにより $\epsilon_{zc} \geq 2\%$ も満足できることがわかる。

以上、東京電力で検討された限界ひずみでの鋼材評価法も、従来の応力法による S_{LM-400} 、さらにはCEZmodとよく一致することが確認された。

6. 総括

送電鉄塔用鋼管STKT590の溶融亜鉛めっきぜい化に及ぼす微量Bの影響について述べた。

すなわち微量Bの影響がきわめて大きいことを定量的に把握し、この結果は送電鉄塔のみならず、亜鉛めっき橋梁等の大型鋼構造のめっき割れ防止技術をさらに一歩進めたものと確信する。

また、Bがめっきぜい化を促進する原因は溶接熱影響部の粒界フェライト占有率の減少によることを明らかにすると共に、化学成分によるめっき割れ防止の重回帰式CEZ(JIS)を再検討し、新たな重回帰式CEZmod式を導出し、JIS改訂を提案した。

また本研究で亜鉛割れの評価法として採用した破断応力比と東京電力で検討された限界ひずみによる評価法はよく一致することも確認した。

本研究は、送電鉄塔用新HT60開発委員会第一委員会として行ったものであり、終始、具体的御指導を得た委員長：藤本盛久博士〔神奈川大学学長〕および幹事：金沢正午博士〔(株)巴技研取締役社長〕ならびに著者ら以外の各委員に深謝申し上げる。また熱心に御討議をいただいた東京電力送変電建設本部殿に御礼申し上げます。

文 献

- 1) 送電鉄塔用新HT60開発委員会 (代表：藤本盛久、金沢正午)：JSSC, **21** (1985) 221, p.11
- 2) 金沢正午、広木光雄、家沢 徹：巴組鐵工所技報, (1988) 1, p.28
- 3) 例えば、武田鉄治郎、栗飯原周二、山戸一成、権藤 永：鉄と鋼, **68** (1982), S1264
- 4) 例えば、生駒 努、畠山耕太郎、小指軍夫、新倉正和、山本定弘：鉄と鋼, **69** (1983), S679
- 5) 例えば、小関智也、杉江英司、志賀千晃、上田修三、松山隼也、竹内幸正：鉄と鋼, **70** (1984), S1382
- 6) 菊池昌利、家沢 徹：日本造船学会論文集, **149** (1981), p.309
- 7) 菊池昌利、家沢 徹：材料, **31** (1982), p.271
- 8) 菊池昌利：鉄と鋼, **68** (1982), p.1870
- 9) 武田鉄治郎、金谷 研、山戸一成：鉄と鋼, **72**(1986), S1532
- 10) 金谷 研、井上尚志、山戸一成、今井晴夫：材料とプロセス, **1** (1988), p.494
- 11) 山下達雄、家沢 徹、金沢正午、井上尚志、金谷 研：巴組鐵工所技報, (1991) 4, p.56
- 12) 東京電力送変電建設本部：社内報告, (1991), (私信)
- 13) 金谷 研、井上尚志、今井晴夫、船津裕二：材料とプロセス, **3** (1990), p.1395