

# 溶融亜鉛めっき橋梁用高張力鋼の開発

## Development of High-Strength Hot-Dip Galvanized Steels for Bridges

井上尚志<sup>(1)</sup> 金谷 研<sup>(2)</sup> 今井晴雄<sup>(3)</sup> 米田 剛<sup>(4)</sup>  
 Takashi INOUE Ken KANAYA Haruo IMAI Tsuyoshi YONEDA

### 抄 録

Znめっき橋梁の課題である溶融Znめっき時の割れについて、その割れを、1)Zn脆化による割れと、2)高ひずみによる割れに分類し、各々の対策鋼を検討した。その結果、1)に対してHAZ組織の粒界フェライト占有率を高くすることが有効であることを見出し、目標値を十分満足する中C-低Mn系の490MPa級鋼及び590MPa級鋼を開発した。2)に対して高い耐Zn脆化割れ性と450°Cでの母材の低降伏強度化が良いことを見出し、母材のフェライト分率を高めた中C-低Mn-微量Nb系のSM490及びSM570を開発した。しかし、本鋼の適用のみでは従来の板桁補剛材端部の割れを完全には防止できず、端部にひずみが集中しないような設計的対策を併用する必要がある。

### Abstract

One of the problems with hot-dip galvanized steel for bridges is cracking which is caused at the time of hot dip galvanizing. Classifying such cracks into 1)those due to zinc embrittlement and 2)those due to high strain, study was made on the development of steels with high resistance to such cracking. It was found that cracks 1)can be prevented by increasing the area ratio of intergranular ferrite in the heat-affected zone. Based on this finding, 490 and 590 MPa class medium-C-low-Mn steels which can satisfy the aimed properties have been developed. Cracks 2)could be prevented by increasing the resistance to cracks due to zinc embrittlement and reducing the yield strength of the base metal at 450°C. Based on this finding, SM490 and SM570 steels with medium C, low Mn and trace amount of Nb, having a high ferrite volume ratio in the base metal, have been developed. However, cracks at the end of bridge girder stiffeners cannot be completely prevented by the application of these steels only. It is necessary to combine these steels with appropriate design measures for prevention of strain concentration at the stiffener end.

### 1. はじめに

溶融Znめっき橋梁は保守年限の長期化が可能で、図1に示すように経済的にも優れた橋梁と言われており、ますます増大するものと

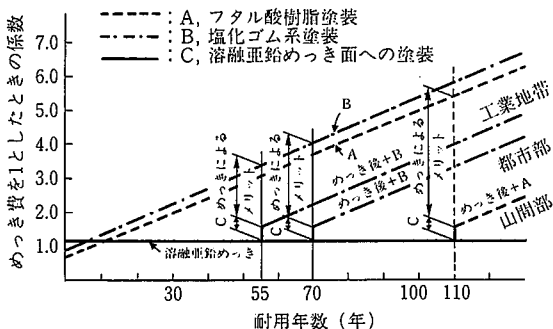


図1 めっきと塗装の経済性比較

考えられる。なお図1は、塗装の場合には初期施工費とその後の塗替え費用を含むもので、めっきの場合は初期付着量600g/m<sup>2</sup>、保守前を50g/m<sup>2</sup>として年間腐食量の実績から耐用年数を計算し(工業地帯:55年,都市部:70年,山間部110年),その後はめっき面への塗装費(図中C)を加えて、塗装の場合と同じ勾配の経費がかかるとしている。

このZnめっき橋梁の情勢をふまえ、奥村敏恵東京大学名誉教授を指導者とし、新日本製鐵、(株)巴コーポレーション(含(株)巴技研)、(株)横河ブリッジの3社により、Znめっき橋梁の主要課題であるめっき割れ防止について発生熱応力、溶接残留応力、鋼材、溶接施工法などについて総合的検討を行うZB研究会を1986年に発足させ、1989年に終了した<sup>2)</sup>。引続き日本鋼構造協会に亜鉛めっき橋研究小委員会(委員長:阿部英彦宇都宮大学教授)が新設され、新日本製鐵、日本道路公団、橋梁メーカー等約10社による研究が継続されている。本委員会では実験橋製作(実橋)による研究成果の確認を行うことが決定されている。

<sup>(1)</sup> 技術開発本部 鉄鋼研究所 厚板・破壊力学研究部  
 主幹研究員 工博  
<sup>(2)</sup> (株)巴コーポレーション

<sup>(3)</sup> 君津製鉄所 熱延部 掛長  
<sup>(4)</sup> 大分製鉄所 生産技術部

すなわち本研究は溶融Znめっき時の割れについて鋼材面から検討したものである。

溶融Znめっき時の割れには下記2種類が考えられる<sup>3,9)</sup>。

- (1)溶接残留応力とめっき時の熱応力を組み合わせた総合的な応力が鋼材の溶接熱影響部(以下HAZ)での耐Zn脆化割れ性を超えて発生する割れ。対象部材には主に変形が少ないフランジ材や面外変形防止策を講じたウェブ材などが該当し、全部材が対象となる<sup>4-6)</sup>。
- (2)補剛材端部の隙間部などに見られる急激な剛性の低下部において、Znめっき浸漬時の熱応力・ねじり変形などを原因とする面外変形による局所的な高ひずみ変形によって発生する割れ。対象となる部材には薄肉材であるウェブ材などがある<sup>6,7)</sup>。

ここでは便宜上(1)を単にZn脆化による割れを言い、(2)を高ひずみによる割れと言うこととする。各々の割れの例を写真1及び写真2に示す<sup>2)</sup>。

以下に橋梁用鋼として使用が考えられる板厚40mmまでの490MPa級鋼及び590MPa級鋼について、Zn脆化による割れ及び高ひずみによる割れの対策鋼について検討した結果を述べる。

## 2. 耐Zn脆化割れ鋼の開発

Zn脆化による割れについては、すでに耐Zn脆化割れ性の優れた送電鉄塔用590MPa級鋼が開発され<sup>8,9)</sup>、使用されている。しかし橋梁の場合には送電鉄塔に比べて適用板厚が厚くなるほか、構造物の

大型化に伴う熱応力の増大など<sup>4,6)</sup>から耐Zn脆化特性を向上させる必要がある。このような背景のもと橋梁用としての耐Zn脆化割れ対策材の必要特性が明らかにされた<sup>3)</sup>。すなわち、後述する耐Zn脆化割れ性を表す指標 $S_{LM,100}$ の値が490MPa級鋼の場合31%以上、590MPa級鋼の場合には53%以上であり、送電鉄塔用590MPa級鋼の必要特性値42%以上に対しはるかに高い値である。ここではこの特性を目標特性として、送電鉄塔用鋼の研究で得られた知見<sup>9)</sup>を基に、更にこれを発展させ、Znめっき橋梁用高張力鋼として耐Zn脆化割れ性の優れた新たな成分鋼を見出すことを目的とした。

### 2.1 現用鋼の調査

対策鋼の開発に先立ち、現在橋梁用として用いられている490MPa及び590MPa級鋼のZn脆化割れ性を調査した。

#### 2.1.1 試験方法

供試鋼を表1に示す。現在橋梁に多用されている490MPa級鋼及び590MPa級鋼で各々炭素当量が高めのもので低めのものを用いた。試験方法は図2に示す切欠き付丸棒引張り試験(以下NBT試験)<sup>9)</sup>を用いた。本試験方法は鉄塔用鋼開発時に開発された試験法で、鋼材のHAZのZn脆化割れ感受性を定量的に評価できる。すなわち図2に示す丸棒試験片に溶接熱サイクルを付与した後、中央に切欠き加工を行い、切欠き底部にZnを電気めっきして同図に示す温度-応力サイクルを与える。この初期応力を種々変えることによって破断強度-破断時間曲線が得られ、この破断強度をZnを電着しない場合

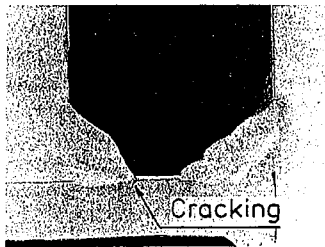


写真1 Zn脆化による割れの一例

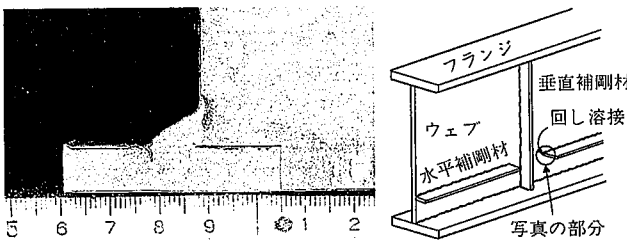


写真2 水平補剛材端部の回し溶接部に発生した高ひずみによる割れの例

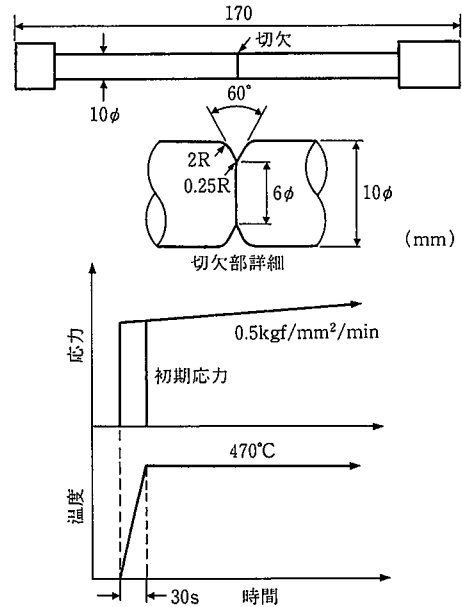


図2 切欠き付丸棒引張り試験方法(NBT試験)

表1 供試した現用鋼の化学成分

鋼種	化学成分 (wt %)													
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Mo	V	Nb	Ti	B	Ceq	
A 1	SM490	0.16	0.36	1.34	0.015	0.004							0.396	
A 2		0.19	0.42	1.52	0.024	0.005							0.469	
A 3	SM520	0.16	0.36	1.50	0.015	0.003	0.15			0.057			0.428	
A 4		0.17	0.37	1.41	0.018	0.004	0.17			0.050			0.441	
A 5	SM490Y	0.15	0.32	1.33	0.017	0.008					0.030		0.393	
A 6		0.16	0.33	1.48	0.018	0.006					0.033		0.428	
A 7	SM570	0.09	0.24	1.26	0.008	0.001				0.038	0.005	0.014	0.0014	0.308
A 8		0.13	0.29	1.48	0.013	0.004		0.13	0.10	0.038			0.0010	0.421
A 9		0.13	0.31	1.40	0.018	0.005		0.13	0.10	0.039			0.0011	0.411

$$Ceq = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$$

の破断強度で除した値をもって  $S_{LM}$  (Susceptibility of Liquid Metal Embrittlement) (%) として表す。鋼材の Zn 脆化度は  $S_{LM}$  と破断時間の曲線がほぼ安定する破断時間400秒の時の  $S_{LM}$  の値  $S_{LM400}$  により評価する。なお、 $S_{LM400}$  は小さいほど Zn 脆化し易く、Zn 脆化割れが起り易いことを示している。

2.1.2 試験結果及び考察

試験結果を図3に示す。490MPa 級鋼の場合、開発目標値の31%を満足できるのは A1 鋼のみであった。又590MPa 級鋼では強度確保のため合金添加量が高く、目標値が53%と490MPa 級鋼より高いにもかかわらず、 $S_{LM400}$  の値は極めて低いことが分かった。この試験結果は現用鋼で Zn めっきする場合、ウェブの補剛材端部以外でも割れ発生の可能性があることを示唆しており、改良が必要である<sup>5,10)</sup>。

2.2 最適製造条件の検討

$S_{LM400}$  を向上するには合金元素量を低減することが望ましい<sup>9)</sup>。鋼材の強度を確保しつつ合金元素量を低下させる手段として、近年、建築、造船などに広く適用されている TMCP (Thermo-Mechanical Control Process) による製造が考えられる。しかし、この方法による場合母材はベイナイトが混在した組織となるため、母材の Zn 中での延性低下が懸念される。そこで熱処理条件を変えて母材の Zn 脆化特性を検討した。

2.2.1 試験方法

表2に示す4種の化学成分の鋼材を焼きならし、焼入れ焼戻し、TMCP (空冷型)、TMCP (水冷型) の4条件で製造したものを供試材とし、Zn 脆化特性に対する母材組織の影響を調査した。試験は溶接熱サイクルを付与しない NBT 試験で評価した。

2.2.2 試験結果

試験結果を母材強度との関係で図4に示す。成分、製造プロセスで母材強度は450~650MPa まで、組織はフェライト+パーライト~焼戻しマルテンサイトまで変化しているが、いずれにおいても  $S_{LM400}$

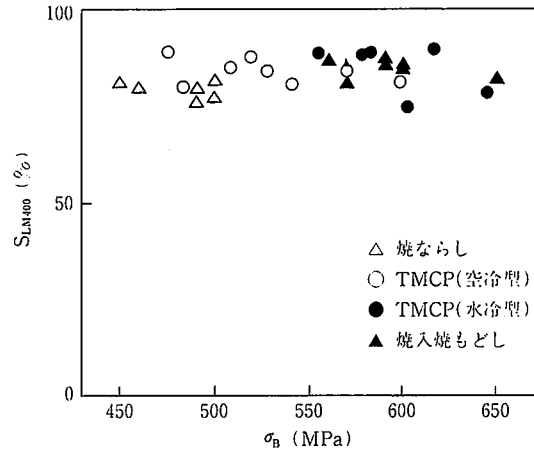


図4 母材強度  $\sigma_B$  と母材  $S_{LM400}$  に及ぼす製造条件の影響

は80%前後と高い値でほとんど変化が認められなかった。これは HAZ に比して加熱温度が低いこと及び冷却速度が低いため、本供試鋼成分範囲では後述する粒界フェライト生成量が多いためと考えられる。

この結果、TMCP の適用が有効であることが分かった。

2.3 最適成分系の検討

現用鋼では特性を満足できないことから、先に述べた製造方法を加味して新成分系を検討した。

2.3.1 試験方法

まず、単純に C と Mn を各々0.015~0.18%及び0.5~2.0%までふらせた C-Mn 系鋼について NBT 試験を行った。更に表3に示す化学成分の領域の材料を小型溶解し、TMCP により22,40mm に圧延した後、母材特性調査及び NBT 試験を行った。又、Zn 脆化割れ性に及ぼす組織因子を明らかにするため代表的成分鋼の変態挙動を調査した。

表3 小型溶解検討鋼の化学成分範囲 (wt %)

C	Si	Mn	Cu	Ni	V	Nb	Ti	B
0.07-0.19	0.07-0.47	0.83-1.95	-0.78	-0.86	-0.12	-0.06	-0.02	-0.0010

2.3.2 試験結果

単純 C-Mn 系鋼の NBT 試験結果を図5に示す。Mn が1.6%以下ならば、かなり高い C 量の範囲まで高い  $S_{LM400}$  の値が得られた。又 TMCP を適用すれば板厚40mm の490MPa 級鋼は略  $C_{eq(wes)}$  : 0.33~0.35% で、590MPa 級鋼は0.35~0.37% で製造可能であることから、中 C-低 Mn フェライト系が有望と考えられた。

次に、表3に示した供試鋼の HAZ 硬さと  $S_{LM400}$  の関係を調査した。硬さが高い程  $S_{LM400}$  が低下する傾向が認められるが、硬さが230~260 の範囲では  $S_{LM400}$  の変化が大きく、特に B 添加鋼の  $S_{LM400}$  が低かった。更に表3に示した供試鋼のなかから実用的な490MPa 級鋼及び590MPa 級鋼の成分系として、表4に示すように H,L,G シリーズ(H シリーズ: 中 C-低 Mn 系, L シリーズ: 低 C-高 Mn 系, G シリーズ: 低 C-Mn 合金系) の3成分系に分類した。図6に HAZ 硬さと  $S_{LM400}$  の関係を示し、H,L,G シリーズの領域を示す。3成分系共硬さはほぼ230~260であるが、成分系によって  $S_{LM400}$  の値が分別され、中 C-低 Mn フェライト系が最も優れた  $S_{LM400}$  を示した<sup>11,12)</sup>。

2.3.3 考察

$S_{LM400}$  が成分系によって大きく変わった原因を検討すべく組織の影

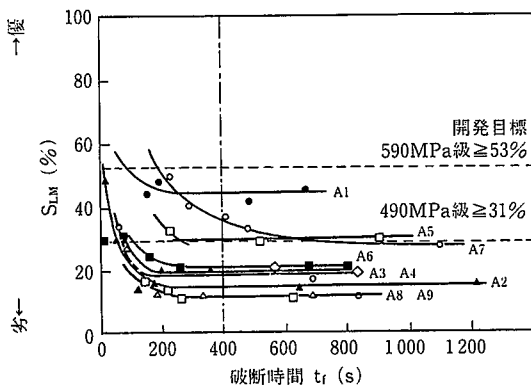


図3 現用鋼の NBT 試験結果

表2 母材の Zn 脆化特性に及ぼす熱処理条件の影響の検討に供した材料の化学成分

鋼	化学成分 (wt %)							
	C	Si	Mn	P	S	V	Nb	Ti
1	0.10	0.25	1.53	0.005	0.002	—	0.025	0.012
2	0.08	0.21	1.48	0.005	0.002	0.025	0.021	0.009
3	0.11	0.25	1.40	0.019	0.009	0.050	0.026	—
4	0.09	0.18	1.44	0.014	0.004	0.042	0.026	—

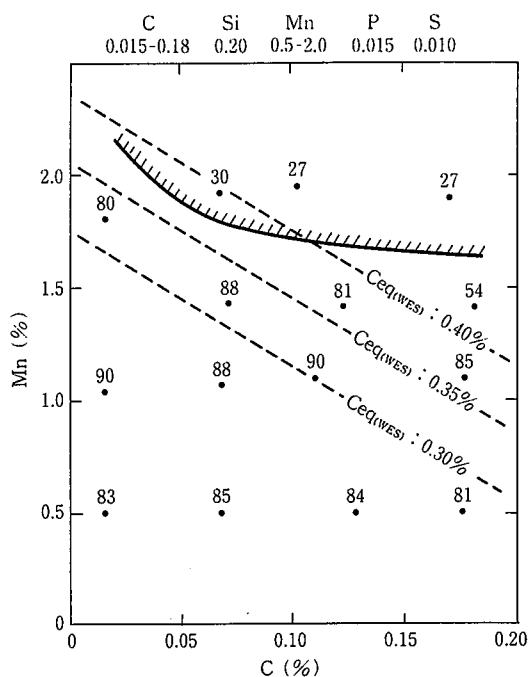


図 5 S<sub>LM400</sub>に及ぼすC, Mnの影響(図中の数値はS<sub>LM400</sub>の値を示す)

表 4 H,L,G シリーズ鋼の化学成分範囲 (wt %)

シリーズ	C	Si	Mn	Cu	Ni	V	Nb	Ti
H	0.15	0.20	1.20	—	—	0	0	0
L	0.10	0.20	1.50	—	—	∫	∫	∫
G	0.07	0.20	1.50	0.30	0.15	0.06	0.03	0.02

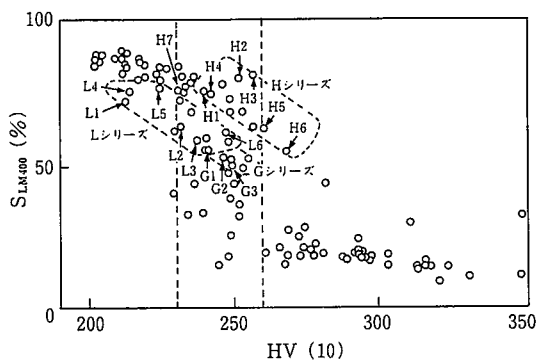


図 6 HAZ硬さとS<sub>LM400</sub>の係に及ぼす成分系の影響

響について検討した。

(1) S<sub>LM400</sub>に及ぼす粒界フェライト占有率の影響

HAZの代表的な組織は初析フェライト(F<sub>p</sub>), 上部ベイナイト(B<sub>u</sub>), 下部ベイナイト(B<sub>l</sub>)及びマルテンサイト(M)で, F<sub>p</sub>や高温で変態したB<sub>u</sub>組織では旧γ粒界は非常に不鮮明になり, このような粒界ではZnの粒界拡散が抑制され, Zn脆化が抑制されることが予測された。逆に比較的低温で変態したB<sub>u</sub>やB<sub>l</sub>, Mの場合には旧γ粒界が明瞭に観察でき, このような粒界性状の場合にはZnが粒界に拡散し易く, Zn脆化し易いと考えられた<sup>13,14)</sup>。この推論に基づき前者の粒界(不鮮明な粒界)が占める割合を粒界フェライト占有率としてS<sub>LM400</sub>との係を調査した。

写真3に粒界フェライト占有率の測定及び計算方法を示す。旧γ粒

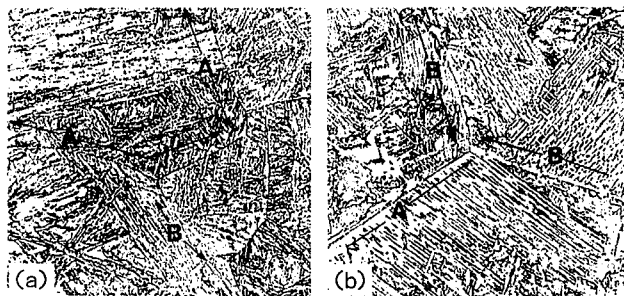


写真3 粒界フェライト占有率測定方法の一例

$$\text{フェライト占有率} = \frac{B}{A+B} \times 100(\%)$$

A: 旧オーステナイト粒界が明瞭, B: 旧オーステナイト粒界が不鮮明

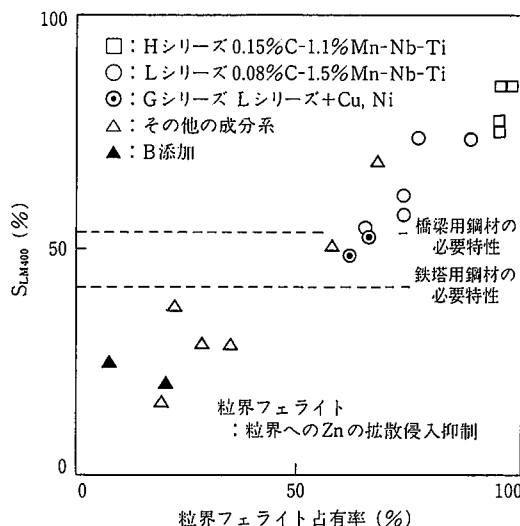


図 7 粒界フェライト占有率とS<sub>LM400</sub>の係

界が明瞭に観察できる粒界をA, 不鮮明な粒界をBとした。硬さが230~260のほぼ同じ硬さでありながらS<sub>LM400</sub>が大きく変化したH,L,Gシリーズ鋼及びB添加鋼などの粒界フェライト占有率を測定し, それとS<sub>LM400</sub>との相関を図7に示す。両者に良い相関が認められ, S<sub>LM400</sub>は粒界フェライト占有率の増加と共に向上した。

(2)粒界フェライト占有率に及ぼす成分系の影響

フェライト占有率が鋼材成分によって変化する原因を明らかにするため, H,Lシリーズ及びB添加鋼のHAZの連続冷却変態図を作成して変態挙動を調査した。実験条件は最高加熱温度: 1400°C, 800~500°Cの冷却時間: 4, 8, 15, 30秒の4水準とした。その結果を図8に示す。B添加鋼では短時間側でマルテンサイトが混在する組織で, 全冷却速度範囲内でベイナイト変態開始温度が低い。Lシリーズ鋼では短時間冷却の場合にもベイナイト変態温度は高く, 長時間側ではフェライトの析出も認められた。Hシリーズ鋼ではフェライト, ベイナイト変態開始温度は更に短時間, 高温側に移行している。

又, NBT試験でS<sub>LM400</sub>を求める際に付与する再現HAZ条件(800~500°Cの冷却時間: 8 s)の冷却途中510°Cから水冷し(図8中に↓で示す), 変態の進行状況を観察した。組織写真を同図中に示す。B添加鋼の場合510°Cでベイナイト変態が開始した直後であり, 旧γ粒界が明瞭に残る低温変態ベイナイトが観察された。なおこの温度で残留していたγは水冷によりマルテンサイトとして観察できる。これに比しLシリーズ鋼は変態開始温度の高い分ベイナイト変態が

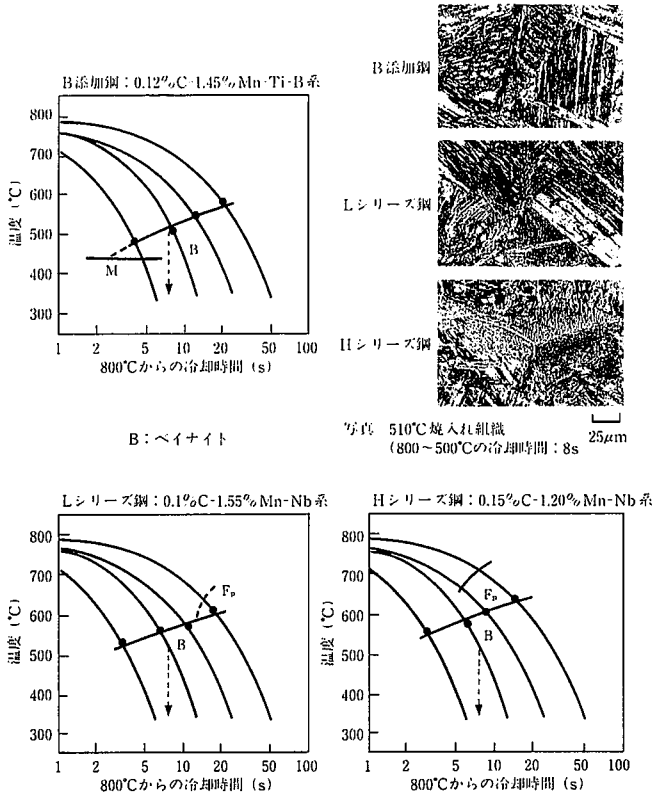


図 8 溶接用連続冷却変態図の比較

促進しており、ベイナイト量は多いが、変態開始温度の低い部分もあるため旧 $\gamma$ 粒界が明瞭なベイナイトも観察された。Hシリーズ鋼では更に変態開始温度が高く、ほとんどの粒界でフェライト又はベイナイトの析出が認められ、ほとんどの旧 $\gamma$ 粒界は写真3のBタイプとして観察された。

以上の変態挙動調査からHシリーズ鋼でZn脆化割れ性が優れているのは、フェライト・ベイナイト変態温度が高温短時間側に位置するため旧 $\gamma$ 粒界が高温変態ベイナイトやフェライトの析出によりZnの拡散侵入し難い性状になるためと考えられる。

2.4 新 $S_{LM}$ 回帰式の検討

上記に述べたHシリーズ鋼はC含有量が高く、鉄塔用としてJISに規格化されているZn割れ感受性炭素当量式<sup>9)</sup>の適用範囲外となる。そこで中C-低Mn系に適用可能なZn脆化感受性炭素当量式について検討した。

2.4.1 試験方法

表3に示した範囲のうちB添加鋼は除き、更に $C \geq 0.12\%$ の96チャージを供試鋼とし、NBT試験の $S_{LM400}$ に対する合金元素の影響を重回帰計算により定量化した。

2.4.2 試験結果

図9に試験結果の例として中C-低Mn系に単独に合金元素を添加した場合の $S_{LM400}$ の変化を示す。Tiを除く元素で添加量の増加に伴う $S_{LM400}$ の低下が認められた。回帰計算による定量化式を(1)式で示す。

$$S_{LM400} = 227 - 320C - 10Si - 76Mn - 50Cu - 30Ni - 92Cr - 88Mo - 220V - 200Nb + 200Ti \quad \dots(1)$$

鉄塔用の回帰式<sup>9)</sup>との比較では、(1)式の方がCの係数が小さく、Mnの係数が大きい、Cu, Niによる脆化が認められたなどの点が異なる。なお計算値と実測値の相関係数は0.969であった<sup>15)</sup>。

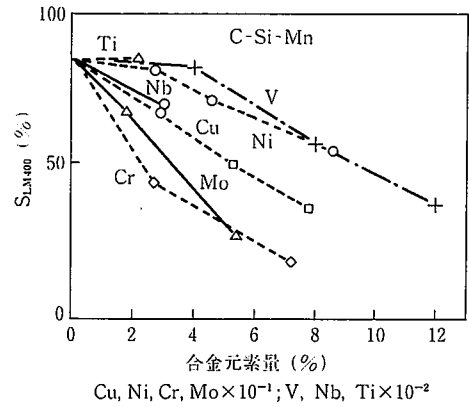


図 9  $S_{LM400}$ に及ぼす合金元素の影響

2.5 対策鋼の開発結果

上記検討結果に基づき耐Zn脆化割れ性に優れた橋梁用490MPa級鋼及び590MPa級鋼を現場試作した。開発鋼の化学成分、母材特性、溶接性及び耐Zn脆化割れ性の確性試験結果を表5に示す。両試作鋼ともTMCPの適用により母材特性は橋梁用として規格値を十分満足していた。Y型拘束割れ試験の割れ停止温度はSM490は室温、SM570では75°Cで従来鋼に比し劣るものではなかった。耐Zn脆化割れ性は $S_{LM400}$ でSM490が85%、SM570が75%とのいずれの試作鋼も優れた特性を示し、目標の要求性能値490MPa級鋼31%以上、590MPa級鋼53%以上を十分満足した。

表 5 開発鋼の化学成分及び確性試験結果

鋼種	化学成分 (wt%)									
	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Ceq		
SM490	0.14	0.18	1.07	0.017	0.005	0.006	0.006	0.33		
SM570	0.15	0.29	1.20	0.013	0.004	0.018	0.007	0.36		
Ceq = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14										
鋼種	板厚 (mm)	引張試験 (MPa)			衝撃試験		Y形拘束割れ試験 断面割れ率 (%)			$S_{LM400}$ (%)
		YS	TS	El (%)	$\sqrt{E}$ (J)	室温	50°C	75°C		
SM490	22	390	520	26	$\sqrt{E_0}$	280	0	0	0	85
SM570	36	490	610	31	$\sqrt{E_{-5}}$	250	36	10	0	75

YS: 降伏強度, TS: 引張強度, El: 伸び

3. 高ひずみによる割れに対する対策鋼

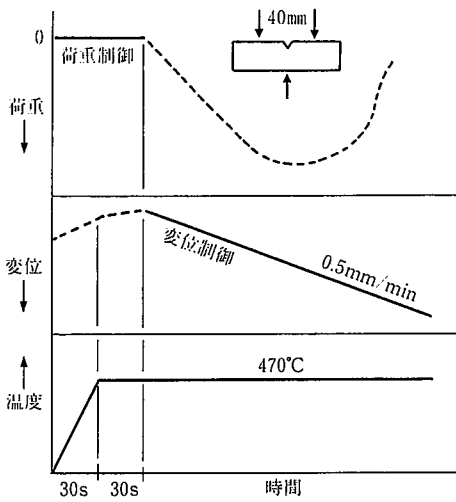
2章に述べた対策鋼では板桁部材のように面外変形を生じ、大きなひずみが発生するような補剛材端部の回し溶接部の割れを完全に防止できなかった<sup>27)</sup>。そこでこのような高ひずみによる割れ防止を鋼材面から検討した。

3.1 Zn浴中での変形能に対する鋼材特性の影響

高ひずみによる割れに対する鋼材面からの支配因子の検討及びそれに基づく対策鋼を検討した。

3.1.1 試験方法

供試鋼は490MPa級鋼及び590MPa級鋼でNBT試験で $S_{LM400}$ の値が12~85%まで変化した11鋼種を用いた。この割れはウェブ材の面外変形に伴う水平補剛材と垂直補剛材の間での曲げ変形により発生すると考えられる<sup>16)</sup>。この曲げ変形による割れを再現するため、図10に示す人工的に切欠きを与えた溶接再現熱サイクルシャルピー曲げ試験と、図11に示す実構造物に近いT継手曲げ試験により、割れ支配因子の検討を行った。



測定項目：われ発生曲げ角度 =  $\tan^{-1} \frac{\text{われ発生変位}}{\text{曲げスパン}(20\text{mm})}$

図 10 溶接再現熱サイクルシャルピー曲げ試験方法

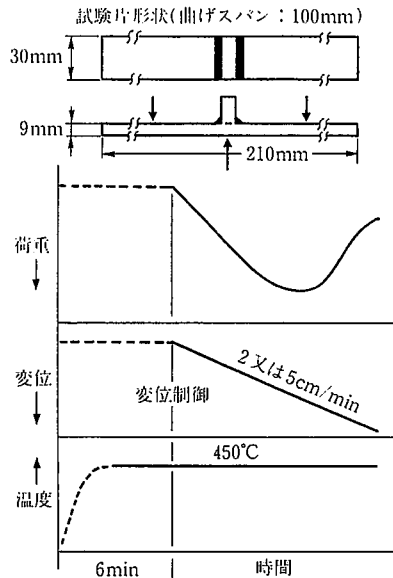


図 11 T継手曲げ試験方法

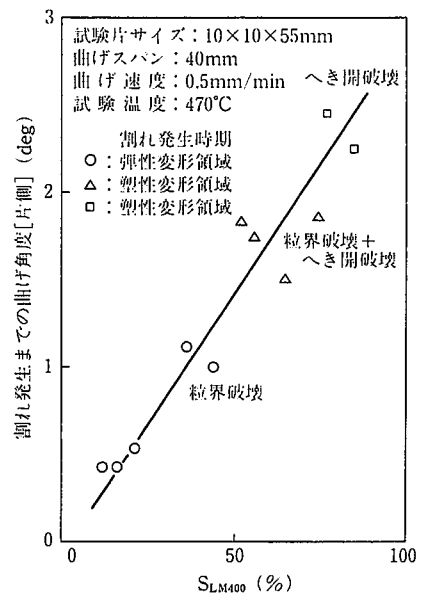


図 12  $S_{LM400}$ によるわれ発生角度の変化

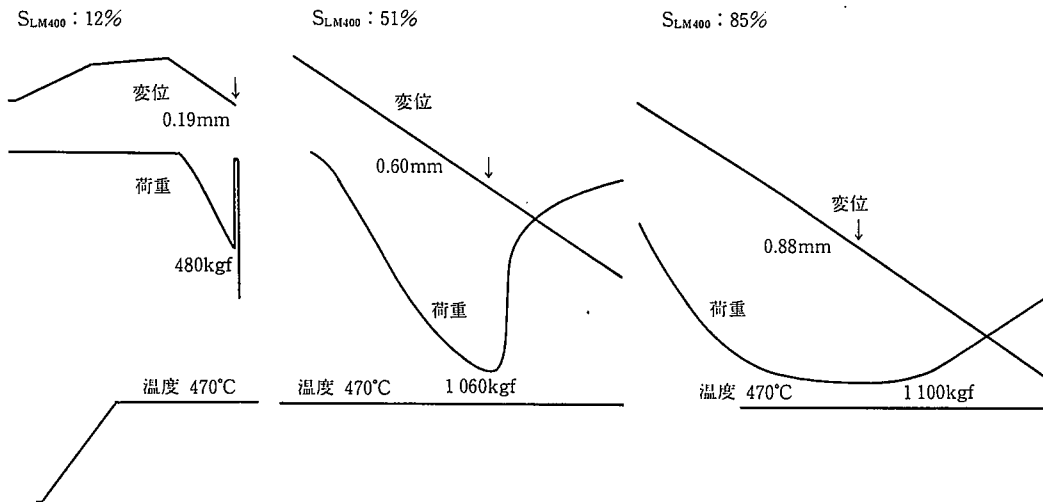


図 13  $S_{LM400}$ の変化による曲げ試験での荷重曲線の変化

溶接再現熱サイクルシャルピー曲げ試験の再現熱サイクル条件は、最高加熱温度：1400°C、冷却速度：800~500°Cの冷却時間を8秒とした。試験はサーモスタ試験機で温度470°C、スパン40mmの3点曲げによった。曲げ荷重が低下し始める点（最高荷重点）をわれ発生点とし、図10に示す計算式により、われ発生曲げ角度とした。

T継手曲げ試験は隅肉溶接継手に450°CのZn浴中で曲げ変形を与える試験である。Zn浴中曲げ試験機によりスパン100mmの3点曲げを行った。われ発生曲げ角度についてはシャルピー曲げ試験と同様の判定を行った。

### 3.1.2 試験結果及び考察

#### (1)溶接再現熱サイクルシャルピー曲げ試験

試験結果をわれ発生までの曲げ角度と  $S_{LM400}$ との関係で図12に示す。両者の間には良い相関が認められ、 $S_{LM400}$ が高いほどわれ発生曲げ角度が大きい。又  $S_{LM400}$ の値によって破壊形態が変化し、約45%以

下では粒界破壊主体、75%以上ではへき開破壊主体となった。この破壊形態の変化に伴う曲げ試験時の荷重の変化の例を図13に示す。 $S_{LM400}$ が高くなるにつれてわれ発生点（最高荷重点）は高ひずみ域に移行すると共にわれ発生後の荷重低下もゆるやかとなった。これはわれ発生までの塑性変形能の向上と共に割れの進展もゆるやかになることを意味している。 $S_{LM400}$ が高い場合のへき開破壊の発生点及び伝播の位置を調査した結果、発生、伝播とも粒内であり、従来から言われているZn脆化による割れとは異なり、Zn中での延性低下に伴う<sup>17)</sup>強制破壊に近い。

#### (2) T継手曲げ試験

まず曲げ速度を20mm/minと50mm/minの2水準変化させたがその影響は小さかった。次に止端形状改良棒の影響を試験した。その結果図14に示すようにその効果は大きいことが分かった。又、われ発生までの曲げ角度と  $S_{LM400}$ との相関は認められず、先に示したシャ

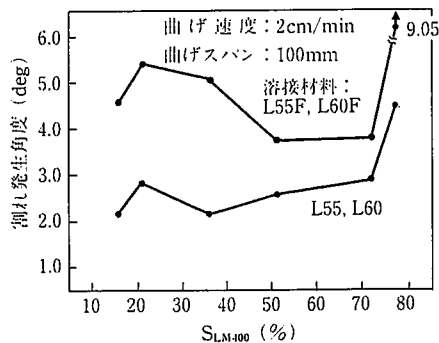


図 14 T継手曲げ試験結果に及ぼす溶接材料の影響

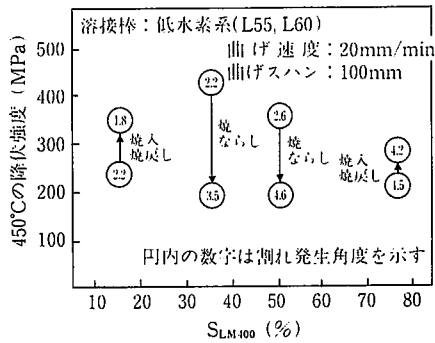


図 15 母材の450°Cでの降伏強度による曲げ角度の変化

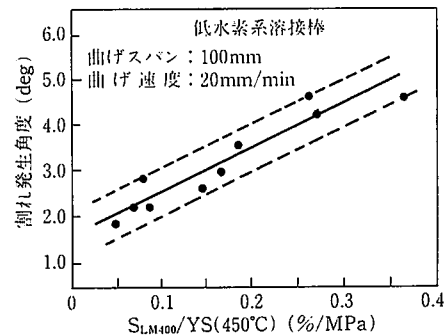


図 16 割れ発生角度に及ぼす S<sub>LM400</sub>/YS(450°C)の影響

表 6 供試鋼母材の450°Cでの引張試験結果

記号	S <sub>LM400</sub> (%)	板厚 (mm)	受け入れのまま			焼きならし(900°C)			焼入焼戻し(900°C, 600°C)		
			YS	TS	El(%)	YS	TS	El(%)	YS	TS	El(%)
A2	16	15	240	440	36	—	—	—	340	460	35
A7	36	15	410	470	23	190	350	43	—	—	—
8689	51	15	340	440	35	190	370	42	—	—	—
Z5A	85	15	210	390	45	—	—	—	280	390	40

ルピー曲げ試験の結果と異なった。この差はシャルピー曲げ試験では曲げスパンが小さく(20mm)、そのほとんどがHAZであり、更に切欠きがあることから曲げ変形が主として切欠き底部で起こるのに対し、T継手曲げ試験ではHAZが曲げスパン(片側50mm)に比して小さく、変形が溶接止端部のみでなく母材部にも及ぶためと考えられる。そこで母材の450°Cにおける降伏強度の影響を検討した。

(3)母材降伏強度の影響

熱処理により母材の降伏強度を種々変化させてその影響を調査した。供試鋼は表6に示すように S<sub>LM400</sub>が16~85%までの4鋼種を選び、2種づつ焼きならし及び焼入れ焼戻し処理を行って450°Cの降伏強度を変化させた。各々のT継手曲げ試験結果を図15に示す。降伏強度が低下した場合には曲げ角度が上昇し、逆の場合は低下した。又この図から左上(低 S<sub>LM400</sub>, 高降伏強度)から右下(高 S<sub>LM400</sub>, 低降伏強度)に向かうほど曲げ角度が大きくなる傾向が認められた。

この母材の低降伏強度化による改善効果は継手に曲げ変形が加わった時、低降伏強度鋼では母材部が低応力領域で変形するため、溶接止端部に作用するひずみが小さくなるためと考えられる。すなわち熱処理を変えて母材の降伏強度を変えた場合 S<sub>LM</sub>は同じでHAZの切欠き強度は同じであるのに対し、母材の降伏強度が低下することによって母材の塑性変形領域が増大する。その塑性変形領域は降伏強度の逆数が大きくなるほど大きくなるものと考えられる<sup>19)</sup>。そこで、S<sub>LM400</sub>を降伏強度で除した値で試験結果を整理した結果を図16に示す。割れ発生までの曲げ角度はこのパラメーターで良く整理でき、その値が大きいほど変形能が向上した<sup>19)</sup>。

3.2 対策鋼の開発結果

すでに2章で述べたように、高 S<sub>LM400</sub>を得るには中C-低Mn系が良い。ここではこれを基本成分系として450°Cでの低降伏強度化についてTMCP技術を利用して検討した。

3.2.1 試験方法

ウェブ材を想定して板厚を9mmとし、C-Mn系及び微量Nb系についてTMCP条件を変化させて母材の組織制御を行った。

3.2.2 試験結果

図17に示すように母材の組織がベイナイト1相組織に比してフェライト分率を増加させると、同じ常温強度でも450°Cの降伏強度が低下した。又、図18に示すように微量Nbの添加によってフェライト分率増加による常温強度低下を抑制できた。このフェライト分率増加は図19に示すようにT継手曲げ試験での曲げ角度を大幅に上昇することができた<sup>20)</sup>。

3.2.3 開発鋼の特性

表7に開発鋼の化学成分及び確性試験結果を示す。SM490鋼及び

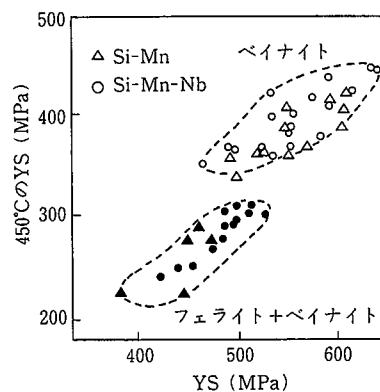


図 17 常温の降伏強度と450°Cの降伏強度に及ぼす組織の影響

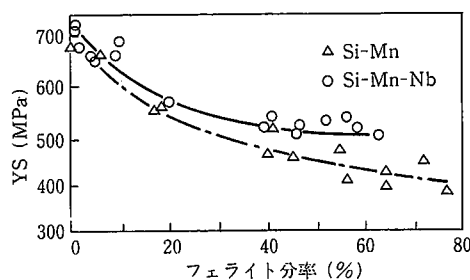


図 18 フェライト分率と常温の降伏強度の関係

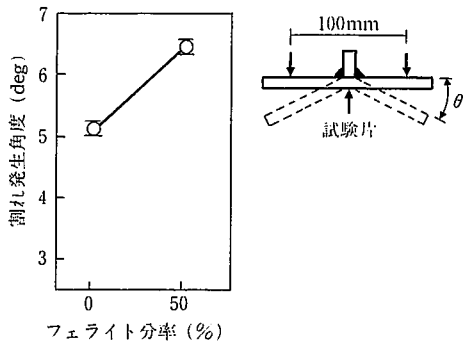


図 19 割れ発生角度に及ぼす母材のフェライト分率の影響 (止端部形状改良棒使用)

表 7 対策鋼の化学成分及び確性試験結果

鋼種	化学成分 (%)							
	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Ceq* <sup>1</sup>
SM490	0.15	0.20	1.13	0.014	0.002	0.006	0.015	0.34
SM570	0.14	0.20	1.14	0.015	0.006	0.006	0.015	0.33

鋼種	板厚 (mm)	引張試験 (MPa)			衝撃試験		Y型拘束割れ試験割れ率 20°C (%)	S <sub>LM400</sub> (%)	T継手曲げ試験* <sup>2</sup> (deg)
		YS	TS	450°C のYS	vE	(J)			
SM490	12	430	520	260	vE <sub>0</sub>	250	0	83	10.8
SM570	12	510	630	320	vE <sub>0.5</sub>	230	0	88	6.5

\* 1 Ceq=C+Si/24+Mn/6 \* 2 止端部形状改良棒使用

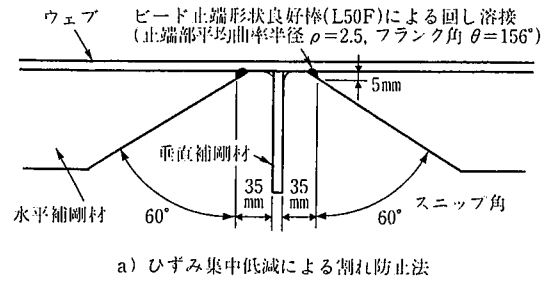
SM570鋼とも中C-低Mn-微量Nb系で母材特性は十分規格を満足している。又、板厚が薄いためY型拘束割れ試験では常温で割れが停止した。S<sub>LM400</sub>はどちらも80%以上を示し、止端部形状改良棒によるT継手曲げ試験ではSM490が10deg以上、SM570が6 deg以上の優れた値を示した。

なお、必要曲げ特性は設計上、フランジとウェブの板厚比、ウェブ高さなどで異なり<sup>21)</sup>、本対策鋼を用いても補剛材端部に大きなひずみが集中すると割れが発生する場合があります<sup>22)</sup>、そこにひずみが集中しないように、図20に示すように補剛材端部のスニップ角を大きくするなどの対策を併用することが必要である<sup>23)</sup>。又、施工面の対策として先に示したように止端部形状改良棒使用の効果は大きい。

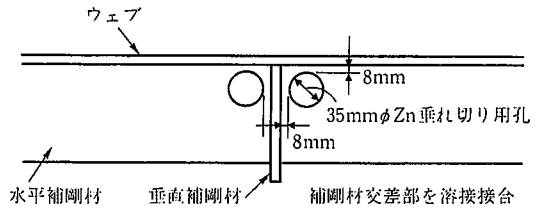
#### 4. まとめ

Znめっき橋梁に関して主要な課題の一つと考えられる溶融Znめっき時の割れについて、その割れをZn脆化による割れと高ひずみによる割れに分類し、各々の対策鋼を検討した。主な結果は下記の通りである。

- (1) Zn脆化による割れに対して、HAZ組織の粒界フェライト占有率を高くすることが有効であることを見出し、粒界焼入れ性を低減した中C-低Mn系が良いことを見出した。
- (2) 中C-低Mn系に適したS<sub>LM400</sub>の回帰式を作成し、目標値を十分満足する490MPa級鋼及び590MPa級鋼を開発した。
- (3) 高ひずみによる割れに対して、高S<sub>LM400</sub>化と450°Cでの母材の降伏強度を低下することが良いことを見出した。
- (4) 母材のフェライト分率を高めた微量Nb系のSM490及びSM570を開発し、T継手曲げ試験でそれぞれ10deg及び6 deg以上の曲げに耐えられる鋼材、溶材の組み合わせを開発した。しかし、本鋼の適



a) ひずみ集中低減による割れ防止法



b) 局部変形低減による割れ防止法

図 20 水平補剛材端部のひずみ低減法の例

用のみでは従来の板桁補剛材端部の割れを完全には防止できず、端部にひずみが集中しないようにスニップ角を大きくするなどの設計的対策を併用する必要がある。

#### 謝 辞

本研究は前述のように、奥村敏恵東京大学名誉教授を指導者として、(株)バコーポレーション、(株)横河ブリッジの共同研究として実施された。開発目標の設定を始めとして、鋼材開発の当初から評価まで終始有益な御討論、御支援を頂いた。厚く御礼申し上げます。

#### 参照文献

- 1) 日本橋梁建設協会：溶融亜鉛めっき橋設計・施工マニュアル、1990-10
- 2) 奥村敏恵 ほか：溶融亜鉛めっき橋梁の研究、1989-12
- 3) 山下達雄 ほか：巴組鉄工所技報。(4), 56 (1991)
- 4) 金沢正午 ほか：巴組鉄工所技報。(1), 1 (1988)
- 5) 金沢正午 ほか：巴組鉄工所技報。(1), 21 (1988)
- 6) 金沢正午 ほか：巴組鉄工所技報。(2), 1 (1988)
- 7) 金沢正午 ほか：巴組鉄工所技報。(3), 1 (1990)
- 8) 藤本盛久 ほか：JSSC.21 (221), 11 (1985)
- 9) 武田鉄治郎 ほか：鉄と鋼.70 (6), 596 (1984)
- 10) 金谷研 ほか：鉄と鋼.73 (12), S1084 (1987)
- 11) 金谷研 ほか：鉄と鋼.73 (12), S1085 (1987)
- 12) 金谷研 ほか：材料とプロセス. 1 (2), 494 (1988)
- 13) 金谷研 ほか：鉄と鋼. 72 (13), S1532 (1986)
- 14) 井上尚志：第7回鉄塔技術管理者講習会資料, 1991-9
- 15) 井上尚志 ほか：材料とプロセス. 4 (5), 1541 (1991)
- 16) 家沢徹 ほか：材料とプロセス. 1 (2), 491 (1988)
- 17) 菊地昌利 ほか：材料. 29 (317), 181 (1980)
- 18) 加藤勉：製鉄研究.(321), 1 (1986)
- 19) 金谷研 ほか：材料とプロセス. 3 (5), 1395 (1990)
- 20) 米田剛 ほか：材料とプロセス. 4 (5), 1542 (1991)
- 21) 家沢徹 ほか：材料とプロセス. 1 (5), 1518 (1988)
- 22) 家沢徹 ほか：材料とプロセス. 3 (5), 1394 (1990)
- 23) 家沢徹 ほか：材料とプロセス. 3 (5), 1396 (1990)