



有限要素法による合金化溶融亜鉛めっき鋼板のFe-Zn コーティング層の残留応力解析および強度評価

落合 庄治郎*・岩本 壮平*²・富田 達也*³・中村 登代充*⁴
奥田 浩司*・田中 基嗣*⁵・北條 正樹*⁵

Residual Stress Analysis and Estimation of Strength of Fe-Zn Coating Layer of
Galvannealed Steel by Means of Finite Element Method

Shojiro OCHIAI, Sohei IWAMOTO, Tatsuya TOMIDA, Toyomitsu NAKAMURA, Hiroshi OKUDA, Mototsugu TANAKA and Masaki HOJO

Synopsis : Residual stress of the Fe-Zn coating layer on GA (galvannealed) steel was analyzed by means of the finite element analysis. The experimentally observed result that the coating layer has been fractured in the as supplied samples was accounted for by the analyzed high tensile residual stress introduced in the Fe-Zn coating layer due to the difference in coefficient of thermal expansion between the coating layer and the substrate steel during cooling from the galvannealing temperature. The multiple fracture phenomenon of the coating layer under the thermally induced residual stress was explained as the stress-relaxation process. From the stress analysis for the measured average crack spacing in the coating layer on the IF (Interstitial Free) and SPCC (Steel Plate Cold Commercial) steel substrates, the tensile strength of the coating layer was estimated to be 260–270 MPa. Concerning the influence of the coating layer thickness on the multiple cracking, it was revealed that the crack spacing increases with increasing thickness of the coating layer and it is proportional to the thickness of the coating layer if the strength of the coating layer is insensitive to length and thickness. Concerning the influence of the stress-strain behavior of the substrate on the multiple cracking, it was shown that the multiple cracking progresses more when the substrate steel has higher yield- and plastic flow-stress.

Key words: galvannealed steel; coating layer; residual stress; strength; stress analysis.

1. 緒言

合金化溶融亜鉛めっき鋼板（以下、GA鋼板と略称）のFe-Zn金属間化合物コーティング層は冷却過程で破断すると報告されている^{1,2)}。これらの報告に載せられている写真では、コーティング層は多重破断している。本研究で用いた試料でも、後に示すように、同様であった。本報ではその原因となる熱残留応力に着目し、その応力解析を行うこと、計算結果と実験結果を突き合わせることで、コーティング層の強度を評価すること、および多重破断に及ぼすコーティング層厚さや基材鋼の影響を把握することを目的とする。

材料の変形挙動を精度よくかつ比較的簡便に数値解析する方法の1つとして有限要素法がある。しかし、GA鋼板の変形挙動をこの方法で数値解析した例はわずかに見られる程度^{3,4)}で、Fe-Znコーティング層の熱残留応力による多重破断プロセスと関連した議論には至っていない。

本研究では、GA鋼板作製後の冷却過程でかかる熱残留応力の有限要素解析を行い、Fe-Znコーティング層の熱応力による多重破断プロセスを明らかにし、その結果からコーティング層の強度を定量的に評価した。次いで、コーティング層の多重破断に及ぼすコーティング層厚さと基材鋼の力学的性質の影響を調べた。

2. 実験方法

試料には、(社)日本鉄鋼協会・材料の組織と特性部会・合金化溶融亜鉛めっき皮膜の構造と特性研究会の共通試料である実験室作成材（基材：IF (Interstitial Free)鋼、コーティング層厚さ10 μm 、以下Sample Lと略称）および実機材（基材：SPCC (Steel Plate Cold Commercial)鋼 (JIS規格)、コーティング層厚さ5 μm 、以下Sample Pと略称）を用いた。Sample Lは、新日本製鐵(株)提供の溶融亜鉛めっき鋼板に、NKK(株)(現JFE(株))のラボめっき装

平成16年6月28日受付 平成16年10月26日受理 (Received on June 28, 2004; Accepted on Oct. 26, 2004)

* 京都大学国際融合創造センター (International Innovation Center, Kyoto University, Yoshida Sakyo-ku Kyoto 606-8501)

*2 京都大学大学院生 (Graduate Student, Kyoto University)

*3 京都大学大学院生 (現：(株)ブリヂストン) (Graduate Student, Kyoto University, now Bridgestone Co.)

*4 京都大学大学院生 (現：住友金属工業(株)) (Graduate Student, Kyoto University, now Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*5 京都大学工学研究科 (Graduate School, Kyoto University)

置において、773Kで80秒間誘導加熱して合金化処理をほどこしたもので、コーティング層の平均組成(mass%)はFeが約11%、Alが約0.6%、残りがZnと測定されている⁵⁾。Sample Pは(株)アサヒビーテクノより入手の市販材でコーティング層の平均組成(mass%)はFeが9.6%と報告されている⁶⁾。

基材鋼板の応力-ひずみ曲線は、L, P両試料ともに、ファインカッターにより長さ100 mm、幅10 mm、厚さ0.8 mmに切り出し、コーティング層を研磨除去して試験片とした。ゲージ長は50 mmとして、室温大気中で変位速度 8.3×10^{-6} m/sで測定した。ひずみは非接触伸計(DVE-200, 島津製作所(株))で測定した。

熱応力によるコーティング層の多重破断の様相は試料を樹脂埋め、研磨後、金コーティングを施して、SEM(JSM-5410LS, 日本電子(株))で観察した。

3. 有限要素解析方法

3.1 モデルおよび境界条件

GA鋼板の有限要素解析モデルとして、Fe-Znコーティング層が一定間隔で多重破断したモデルを作成した。モデルの形状および境界条件をFig. 1に示す。以下、モデルを作成する手順と境界条件を概略する。

基材鋼の厚さを t_1 、コーティング層の厚さを t_2 、多重破断後のクラック間距離(=寸断されたコーティング層の長さ)を L とした。鋼板は厚さの中心線(Fig. 1(a)のAB線)を中心軸として左右対称であるから、コーティング層が間隔 L で周期的に破断しているとする、Fig. 1(a)の右半分のACEFDB(ACBDは基材鋼, CEFDはコーティング層に相当)で囲まれた部分を使えば、全体を代表出来る。中心線(AB)を $y=0$ とし、右方向に y の値を与えた。基材鋼とコーティング層の界面(CD)は $y=t_1/2$ に、コーティング層外表面は $y=t_1/2+t_2$ に相当する。また、長手方向はコーティング層の長さ L の中点(ACE)を $z=0$ とし、下方に z の値を与えた。クラックの位置は $z=L/2$ に、一つ下のコーティング層の中点は $z=L$ に相当する。

異なった厚さのFe-Znコーティング層が多重破断により異なった長さ寸断された状態での応力分布を求めるため、コーティング層の厚さは5, 10, 15 μm 、長さは10, 20, 30, 40, 80 μm と変化させた。有限要素解析モデルは4節点平面ひずみ要素を用いて作成した。一例をFig. 1(b)に示す。コーティング層厚さ・長さに応じてモデルのサイズとメッシュ数を増やした。

境界条件は以下のように与えた。Fig. 1(b)に示すように、 $z=0$ のACE断面の変位を z 方向に0、それに垂直な $y=0$ のAB断面の変位を y 方向に0と固定し、前者は y 方向、後者は z 方向に変位できるとした。 $z=L$ のBDF断面は y 方向には $z=0$ のACE断面と同様に変位し、かつ z 方向にも変位出

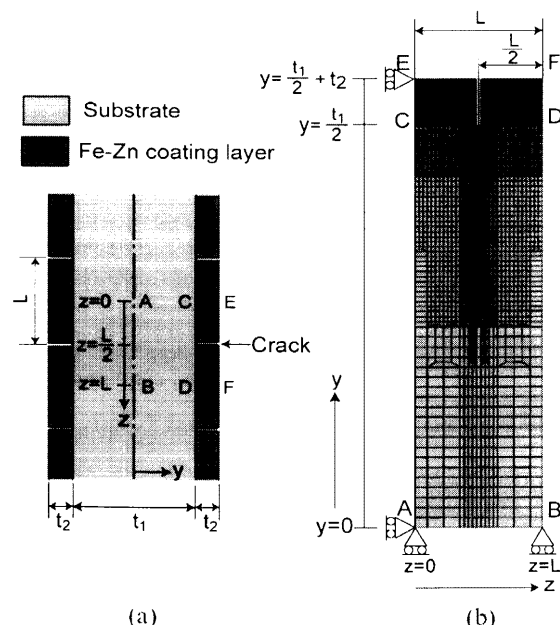


Fig. 1. Finite element-mesh and boundary condition for stress analysis of the GA steel.

来るとした。

解析には、FEMの汎用解析コード MSC. Marc2001 とプリポストプロセッサ MSC. Marc MENTAT2001を用いた。

3.2 計算に用いた数値および数式

計算に用いた材料定数は以下のとおりである。基材の厚さ t_1 は800 μm 、Sample L, Pのコーティング厚さ t_2 はそれぞれ10, 5 μm とした。ただし、コーティング層の厚さが応力分布に及ぼす影響を調べる計算では5, 10, 15 μm と変化させた。基材鋼のヤング率(E)は210 GPa⁵⁾、ポアソン比(ν)は0.30、剛性率(G)は $G=E/\{2(1+\nu)\}$ から81 GPaとした。線膨張係数は、 $1.1 \times 10^{-5}/\text{K}^{(1,2)}$ とした。Fe-Znコーティング層は多層構造をしているが、 ξ 相(FeZn_{13})・ Γ_1 相($\text{Fe}_3\text{Zn}_{21}$)については物性値が不明であることから、本解析では近似として、最も厚くてコーティング層の体積の大半を占め、実質的にFe-Znコーティング層全体の破壊を支配している δ_1 相(FeZn_7)の材料定数を用い、ヤング率は140 GPa⁷⁾、ポアソン比は0.30、剛性率は54 GPaとした。また線膨張係数は $2.2 \times 10^{-5}/\text{K}^{(1,2)}$ とした。GA鋼板は、合金化処理のために773K程度に加熱され、その後の冷却過程で室温までの温度変化(ΔT)にさらされる。モデルには $\Delta T = -480\text{K}$ の温度変化を与えた。基材の降伏条件としてはvon Misesの条件を用いた。

以上の値は、Sample L, Pに共通である。一方、Sample L, Pの基材鋼の応力-ひずみ曲線は異なっている。Fig. 2に測定した基材鋼の公称応力(σ)-公称ひずみ(ϵ)曲線を示す。Sample Pは降伏後2%の伸びまでリューダース変形する。これらの応力-ひずみ曲線をLudwikの式で近似し、降伏後の真応力 σ_r -真塑性ひずみ ϵ_p 曲線として式(1), (2)を得て、有限要素解析計算に用いた。

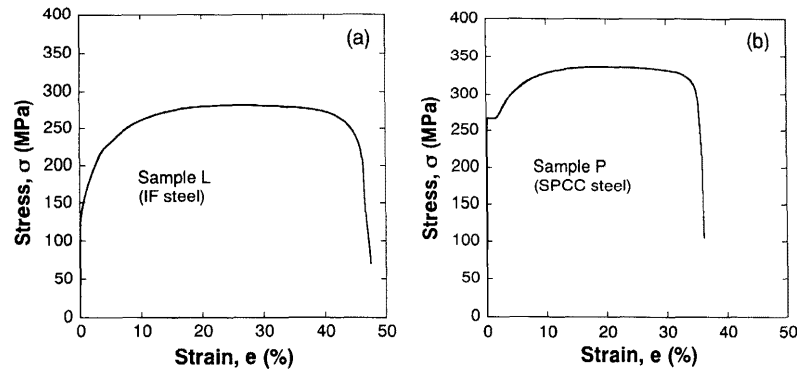


Fig. 2. Measured stress-strain curves of the substrate steel of sample L (a) and P (b).

$$\sigma_t = 130 + 400 \varepsilon_p^{0.38} \quad (\text{Sample L}) \cdots \cdots (1)$$

$$\sigma_t = 280 + 320 (\varepsilon_p - 0.02)^{0.51} \quad (\text{Sample P}) \cdots \cdots (2)$$

本研究で、基材鋼の塑性変形を組み込んだのは、以下の理由による。

(i) コーティング層が多重破断しない場合は、応力集中源が無いため、弾性論的な解析で残留応力が求められる。しかし、コーティング層が多重破断する場合には、形成されるクラックの先端で、引張負荷応力ゼロで残留応力だけが存在する場合でも、高い応力集中が生じ、基材鋼の一部は降伏すると予想された。

(ii) 特にコーティング層への応力伝達を担う界面せん断応力は基材鋼の塑性変形の影響を受けるため、コーティング層の多重破断挙動はIF鋼とSPCC鋼では異なってくると推定された。

実際に塑性変形を組み込んで行った本研究の解析結果では、熱残留応力によるコーティング層の多重破断に基材鋼の塑性変形が影響していた。基材鋼の応力-ひずみ曲線の影響についての詳細は4.4で示す。

4. 結果および考察

4.1 熱残留応力によるFe-Znコーティング層の多重破断プロセス

3章で述べたように、Fe-Znコーティング層は基材鋼の約2倍の線膨張係数を持っているので、合金化処理温度から室温への冷却時に、Fe-Znコーティング層には高い引張の熱残留応力が発生している。まず、クラックが生じない、すなわち、コーティング層の強度 $\sigma_{c,UTS}$ が熱残留応力より高い仮想的な場合の熱残留ひずみを求めることにする。今、基材鋼の線膨張係数、体積含有率、熱残留ひずみをそれぞれ α_s , V_s , ε_s 、Fe-Znコーティング層のそれらを α_c , V_c , ε_c 、GA鋼板全体のそれら α_{GA} , V_{GA} , ε_{GA} とし、複合則を適用すると、 ΔT (= 室温 - 合金化処理温度) の温度変化で、基材およびFe-Znコーティング層にはそれぞれ

$$\varepsilon_s = (\alpha_{GA} - \alpha_s) \Delta T \cdots \cdots (3)$$

$$\varepsilon_c = (\alpha_{GA} - \alpha_c) \Delta T \cdots \cdots (4)$$

で表される熱残留ひずみが生じる。ここで、基材鋼の厚さは0.8 mmで、コーティング層の厚さ5 (Sample P), 10 μm (Sample L)に比して十分厚いこと、さらにクラックが形成されていない状況では応力集中源が無いことから、基材鋼は室温冷却時に塑性変形することは無いと考えられる。このような状況では、 α_{GA} は複合則⁸⁾により

$$\alpha_{GA} = (\alpha_s E_s V_s + \alpha_c E_c V_c) / (E_s V_s + E_c V_c) \cdots \cdots (5)$$

と表される。式(4)に3章で述べた値を代入して計算されるFe-Znコーティング層の引張残留ひずみはSample L, Pともに約0.52%である。これにFe-Znコーティング層のヤング率140 GPaをかけて応力に直すと、熱残留応力は約720 MPaとなる。もしコーティング層の強度が720 MPa以上であれば、破断は生じない。しかし、実際には、後述のように、Fe-Znコーティング層は熱残留応力によりすでに多重破断している。このことは、コーティング層の強度がそれ以下であることを示している。

繊維やコーティング層などの脆性材料と金属系延性材料の組み合わせからなる複合材料では、引張応力下で脆性材料の体積率が低い場合に多重破断する現象はよく知られている⁹⁻¹⁶⁾。熱残留応力による多重破断についても、同じメカニズムであり、プロセスはFig. 3に示す模式図を用いて、以下のように説明される。

コーティング層破断が生じると、破断点近傍のコーティング層応力は低下する。破断点間距離(クラック間隔) L が長い状態では、Fig. 3(a)に示すように、コーティング層の残留応力の最高値 $\sigma_{c,r,max}$ は破断点から離れた領域ではほぼ一定値で破断していない場合の値(720 MPa)に等しい。この状態では、 $\sigma_{c,r,max}$ はコーティング層強度 $\sigma_{c,UTS}$ よりまだ高いので、さらに破断が生じる。いま破断片の中央で破壊したとすると応力分布は(b)のように変化する。この例ではなお $\sigma_{c,UTS}$ が $\sigma_{c,r,max}$ より低いいため、さらに破断が生じる。このようにして破断が生じ続け、最終的には $\sigma_{c,UTS}$ が

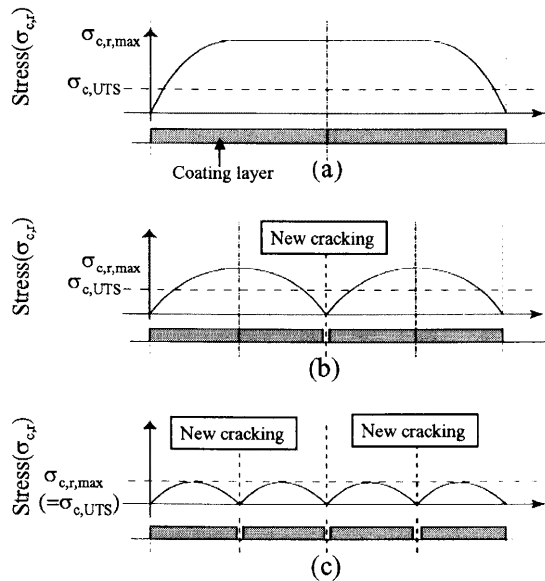


Fig. 3. Schematic representation of the multiple cracking process of the coating layer.

$\sigma_{c,r,max}$ よりわずかも低くなれば止まる。 $\sigma_{c,UTS}$ が $\sigma_{c,r,max}$ と等しくなったときの破断片の長さを臨界長さ L_c と呼ぶ⁹⁾(c)。クラック間隔が L_c 以上ではさらに新たにクラックが入り、未満ではもはやクラックが入らない。このように L_c は当該応力でクラックがさらに入るか否かを決定する重要な因子である。この臨界長さは破断片の中央部が引張強度に到達出来る最小長さであり、ウスカなどの繊維状の不連続強化材で金属を強化する際に、ウスカの持つ強度を利用するための必要長さとしても知られている。

き裂間隔には実際にはばらつきがある。そのため、平均的なコーティング層強度を推定するにも、き裂間隔の統計的处理をする必要がある。いま、測定した平均き裂間隔を L_{ave} とすると、 L_{ave} となる直前のクラック間隔は最小で L_c 、最大で $2L_c$ である。平均するとクラックが入る直前の長さは $(L_c + 2L_c)/2 = (3/2)L_c$ である。この長さからクラックが入るので、 L_{ave} はその半分、すなわち

$$L_{ave} = (3/4)L_c \quad (6)$$

となる。

測定値 L_{ave} と式 (6) から、臨界長さ L_c がわかる。Fig. 4 に供試材の Fe-Zn コーティング層の様相を示す。コーティング層には無負荷の状態ですでに多重破断が発生している。コーティング層の平均クラック間距離 (破断片長さ) L_{ave} は Sample L, P で、それぞれ、55, 22 μm であった。これらの値を式 (6) に代入すると臨界長さ L_c はそれぞれ 73, 29 μm と求められる。(Table 1)。

上述のように、臨界長さ L_c での $\sigma_{c,r,max}$ がこの長さでのコーティング層強度 $\sigma_{c,UTS}$ に等しい。したがって、実験から求めた L_c について、 $\sigma_{c,r,max}$ を求めれば $\sigma_{c,UTS}$ が求められる。このようにして、多重破断現象からコーティング層の

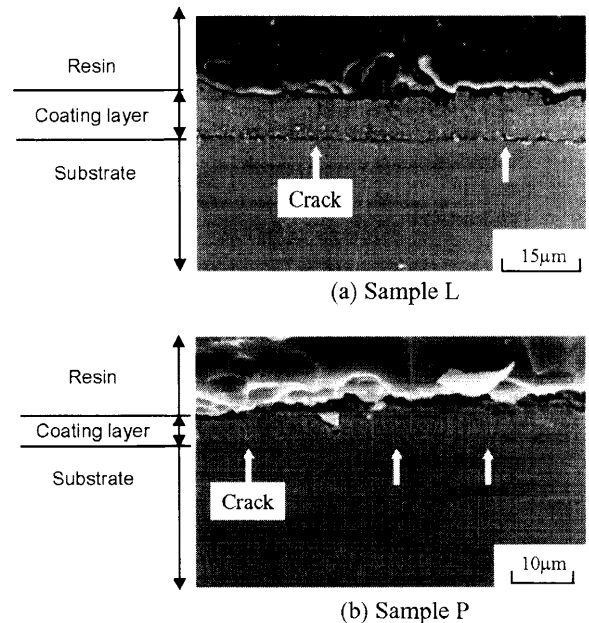


Fig. 4. Polished longitudinal cross section of the as-supplied sample L (a) and P (b), showing thermally induced cracks in the coating layer.

Table 1. Measured average crack spacing L_{ave} and estimated values of critical length L_c , stress transfer efficiency STE and tensile strength $\sigma_{c,UTS}$ of the coating layer.

	L_{ave} (μm) (measured)	L_c (μm) ($= (4/3)L_{ave}$)	STE ($(MPa/\mu m)$)	$\sigma_{c,UTS}$ (MPa)
Sample L	55	73	3.5	260
Sample P	22	29	9.4	270

強度を評価することが可能になる。しかしながら、 $\sigma_{c,r,max}$ は単純には求まらない。それは、後に 4・4 で示すように、コーティング層の多重破断によってクラック先端で基材鋼が塑性変形するようになるため基材鋼の弾性率だけでなく、降伏応力、加工硬化指数などの力学的定数にも依存するからである。以下では、有限要素法により、4・2 で具体的な応力分布を計算し、Sample L および P での多重破断挙動を定量化すると共に、コーティング層強度 $\sigma_{c,UTS}$ を評価する。次いで、4・3 でコーティング層厚さの、4・4 で基材鋼の応力-ひずみ曲線の多重破断に及ぼす影響について議論する。

4・2 多重破断したコーティング層の応力分布とコーティング層の強度評価

コーティング層の z 方向の残留応力 $\sigma_{c,r}$ は Fig. 1(a) の $z=0$ と L で等しく、また、 $L/2$ を中心として上下対称になっている。界面せん断応力 τ_i は符号が逆であるが絶対値はやはり $L/2$ を中心として上下対称になっている。これら応力分布を実際の状況に合わせて図示するにあたっては、クラック位置を原点 ($z'=0$) とし、そこからの距離を z' とするのがわかりやすい。以下ではこの定義にしたがって、応力分布

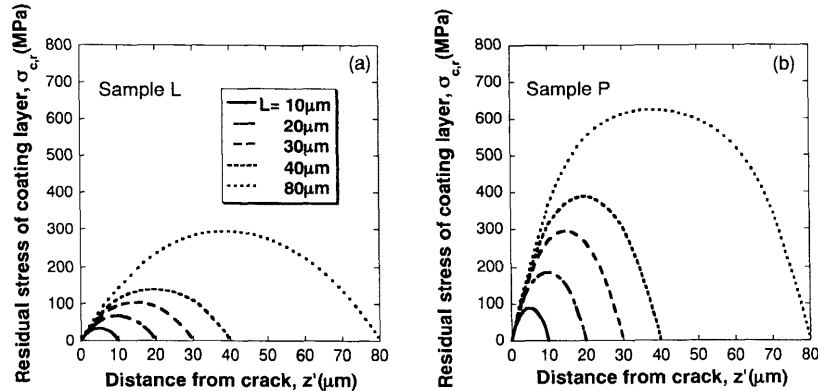


Fig. 5. Calculated residual stress distribution of the coating layer of the Sample L (a) and P (b) for the crack spacing $L=10, 20, 30, 40$ and $80 \mu\text{m}$.

を図示する。

4・1で述べたように、臨界長さ L_c はSample L, Pでそれぞれ73, $29 \mu\text{m}$ であった。ここでは、計算結果の一例として、Sample L, Pについて、Fe-Znコーティング層のき裂間隔 L が臨界長さ L_c をカバーする10~ $80 \mu\text{m}$ の場合の熱残留応力分布をFig. 5に示す。グラフの横軸はクラックからの距離 $z'(\mu\text{m})$ 、縦軸は厚さ方向で平均化したFe-Znコーティング層の熱残留応力 $\sigma_{c,r}(\text{MPa})$ で示す。Fig. 5の結果は、以下を示唆する。

(1) 熱応力の熱残留応力の分布はいずれのクラック間隔でも中央位置で最大となる分布となっている。このことはクラックが中央位置で入る確率が最も高いことを意味する。

(2) コーティング層の熱応力の中央位置に現れる最高値 $\sigma_{c,r,\text{max}}$ はクラック間隔 L の減少と共に、低下する。つまり、冷却過程で新たにクラックを発生し続けることで熱残留応力を緩和する機構が働くといえる。

(3) 4・1で述べたように、多重破断による応力緩和はコーティング層の強度と室温残留応力の最高値が釣り合うクラック間隔になるまで生じる。コーティング層強度が低いほど、クラック間隔は短くなり、残留する応力の最大値 $\sigma_{c,r,\text{max}}$ は低くなる。すなわち、残留応力はコーティング層の強度が低いほど、緩和されやすい。

Fig. 5に示したような残留応力計算をTable 1に示した臨界長さについて行えば、その最大値からコーティング層強度 $\sigma_{c,\text{UTS}}$ が求められる。ここでは、そのような計算と同じ答えを得られる、以下のコーティング層への応力伝達についての興味深い現象を利用した方法を考案したのでそれを適用する。

Fig. 5に示したように、コーティング層は長い方がより高い応力が伝達される。Fig. 6に $\sigma_{c,r,\text{max}}$ とコーティング層長さ(クラック間隔) L の関係を示す。コーティング層が比較的短い領域(実際に実験で観察されたクラック間隔を含むSample Lでは約 $80 \mu\text{m}$ 、Sample Pでは約 $40 \mu\text{m}$ までの領域)では、 $\sigma_{c,r,\text{max}}$ と L の間には、ほぼ直線関係があるこ

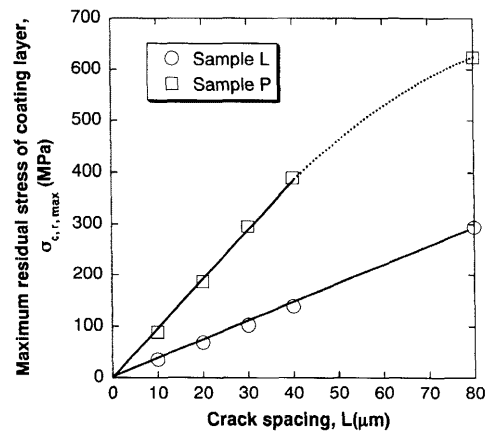


Fig. 6. Maximum residual stress $\sigma_{c,r,\text{max}}$ of the coating layer plotted against crack spacing L for samples L and P.

とがわかる。実際の臨界長さ L_c はこの領域内にある。この直線の傾きはコーティング層の単位長さあたりの応力伝達効率(STE: Stress Transfer Efficiency)を示す。Fig. 6より評価した熱応力によるSample LおよびPのSTEの値をTable 1に示す。

$L=L_c$ で $\sigma_{c,r,\text{max}}=\sigma_{c,\text{UTS}}$ である。したがって、長さ L_c での最大応力 $\sigma_{c,r,\text{max}}=\sigma_{c,\text{UTS}}$ は $\text{STE} \times L_c$ で表される。実測値 L_c と計算で求めたSTEを用いて求めたコーティング層強度 $\sigma_{c,\text{UTS}}$ をTable 1に示す。Sample L, P共に260~270 MPaとほぼ同様の強度レベルである。

多重破断後のコーティング層の平均残留応力はおおよそ $\sigma_{c,\text{UTS}}/2$ 程度である。本来存在していた残留応力約720 MPaはコーティング層の多重破断で約130~140 MPaにまで緩和されたといえる。

なお、今回求めた強度値は臨界長さ近傍のコーティング長さでの強度である。一般に脆性的な物質・材料では長さが長くなると強度は低下する¹⁷⁾ので、破断前の連続的な状況でのコーティング層強度はこれより低いと考えられる。

4・3 熱残留応力によるコーティング層の多重破断に及ぼすコーティング厚さの影響

上記4・2では、コーティング層厚さは実際の値に合わせて Sample L では $10\mu\text{m}$ 、P では $5\mu\text{m}$ と固定して、き裂間隔と熱残留応力分布の関係を調べた。ここでは、まず、き裂間隔は一定として、コーティング層厚さを仮想的に変化させ、残留応力分布との関係を調べた。Fig. 7 に Sample L を例にとって、 $L=40\mu\text{m}$ について、コーティング厚さ t_2 を $5\mu\text{m}$ 、 $10\mu\text{m}$ 、 $15\mu\text{m}$ と変化させた場合の応力分布を示す。以下の特徴がある。(a) コーティング層の熱残留応力 $\sigma_{c,r}$ は、厚さによらずその中央で最大となる。(b) クラック間隔が一定であれば、コーティング層厚さが薄くなるにつれ残留応力は高くなる。このことは、コーティング層強度が同程度であれば、層が薄いほどクラックが入りやすいことを意味する。コーティング層強度は4・2で Sample L と P でそれほど変わらないとの結果が得られたことから、実験で観察された Sample P の平均クラック間隔 ($L_{\text{ave}}=22\mu\text{m}$) が Sample L のそれ ($L_{\text{ave}}=55\mu\text{m}$) より狭い理由の一つがコーティング層厚さの差 ($5\mu\text{m}$ (Sample P)、 $10\mu\text{m}$ (Sample L)) にあることがわかる。

Kelly-Tyson⁹⁾は単繊維の pull-out 試験における繊維の長さ (ただし臨界長さ以下)、強度およびコーティング層への応力伝達源である界面せん断応力との関係について、簡便なモデルを提案している。このモデルは短繊維強化金属基複合材料の応力計算によく用いられている。この円柱状の繊維への応力伝達を表すモデルを板状コーティング層への応力伝達に変換すると、コーティング層の長さ L ($\leq L_c$)、厚さ t_2 、最高応力 $\sigma_{c,r,\text{max}}$ 、界面せん断応力 τ_i の関係は、

$$L/t_2 = 2\sigma_{c,r,\text{max}}/\tau_i \quad (7)$$

と表せる。式(7)の L の上限である L_c では $\sigma_{c,r,\text{max}} = \sigma_{c,\text{UTS}}$ となることから、

$$L_c/t_2 = 2\sigma_{c,\text{UTS}}/\tau_i \quad (8)$$

が得られる。Kelly-Tyson は τ_i はクラックからの距離やコーティング層の厚さによらず一定であるとしている。もしそうなら、式(7)より $\sigma_{c,r,\text{max}}$ はコーティング層厚さに反比例する、式(8)より L_c は厚さに比例するなど、応力状態や臨界長さに及ぼす厚さの影響を予測するのに極めて便利である。そこで、まず、界面せん断応力 τ_i がコーティング層の厚さやクラックからの距離によらず一定であるか否かを吟味することにした。結果を Fig. 8 に示す。以下の特徴がある。

(1) τ_i は位置 (z') によって異なる。この結果は Kelly-Tyson モデルの前提 (τ_i は位置 (z') によらず一定) とは異なる。

(2) τ_i はコーティング層厚さが異なってもほぼ同じ分布をしている。この点では Kelly-Tyson モデルの前提

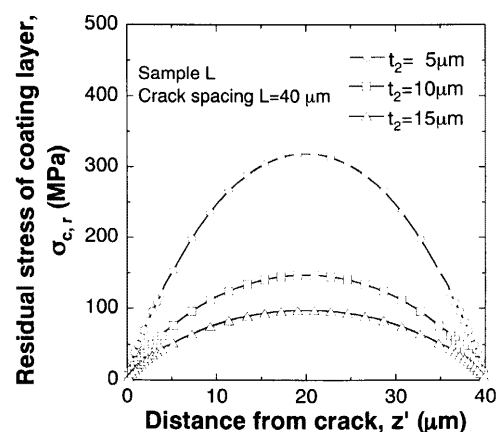


Fig. 7. Distribution of the residual stress $\sigma_{c,r}$ of the coating layer in sample L as a function of distance from the crack z' for thickness of coating layer $t_2=5, 10$ and $15\mu\text{m}$ and crack spacing $L=40\mu\text{m}$.

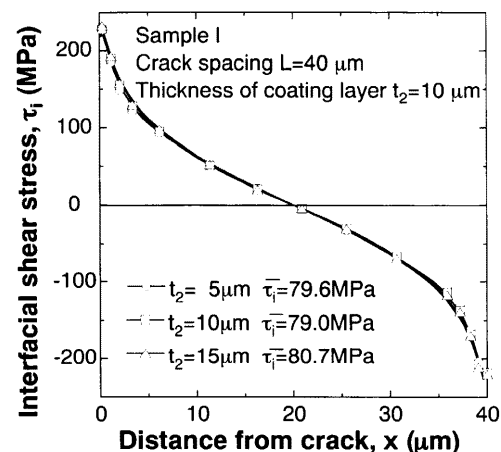


Fig. 8. Distribution of interfacial shear stress τ_i in sample L as a function of distance from the crack z' for the thickness of the coating layer $t_2=5, 10$ and $15\mu\text{m}$ and crack spacing $L=40\mu\text{m}$.

(τ_i は厚さによらない) を満たしている。

(3) Fig. 8 の計算例では、 z' 方向で絶対値を平均した値 $\bar{\tau}_i$ は、厚さによらずほぼ 80MPa と一定である。

以上の結果は、Kelly-Tyson モデルの前提は実際には完全には満たされていないが、式(7)の τ_i を $\bar{\tau}_i$ で置き換えれば、式(7)が成立すること、すなわち $\sigma_{c,r,\text{max}}$ は t_2 に反比例することを意味している。実際に Fig. 9 に示すように、計算した $\sigma_{c,r,\text{max}}$ と t_2 を両対数グラフにプロットすると傾きは -1 となる。このように、Kelly-Tyson モデルで τ_i を $\bar{\tau}_i$ で置き換えれば、式(7)、(8)が成立するので、これらの式を用いれば重要な情報を得ることができる。例えば、式(6)、(8)より、平均クラック間隔 L_{ave} は、コーティング層強度の厚さ依存性が小さければ、コーティング層の厚さ t_2 にほぼ比例すると予想され、逆に実験結果で L_{ave} が t_2 に比例しなければ、その原因としてコーティング層強度の厚さ依存性が大きいことが示唆される。

上述のように、同一の基材鋼では、コーティング層強度

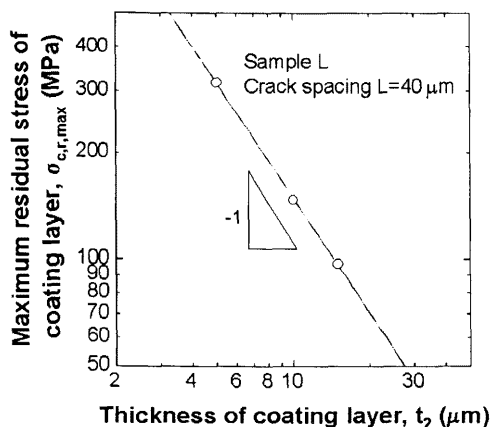


Fig. 9. Relation between the maximum residual stress of the coating layer $\sigma_{c,r,max}$ and thickness of the coating layer t_2 in sample L.

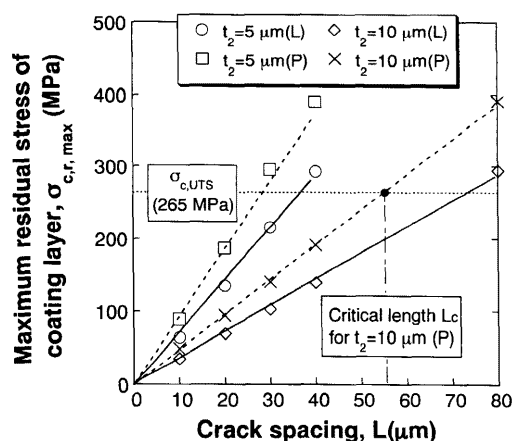


Fig. 10. Maximum residual stress $\sigma_{c,r,max}$ of the coating layer plotted against crack spacing L for samples L and P with the thickness of the coating layer $t_2 = 5$ and $10 \mu\text{m}$.

が厚さによって変わらなければ、クラック間距離はコーティング層の厚さに比例する。しかしながら、異種の基材鋼間では $\bar{\epsilon}_i$ が異なってくるので状況は異なってくる。本実験で測定したクラック間隔 L_{ave} はコーティング層厚さ $10 \mu\text{m}$ の Sample Lでは $55 \mu\text{m}$ 、厚さ $5 \mu\text{m}$ の sample Pでは $22 \mu\text{m}$ であった。コーティング層強度はほぼ同じであったので、 $\bar{\epsilon}_i$ が同じと仮定し、式(6)、(8)の関係を適用して、Sample Pの厚さ $10 \mu\text{m}$ での L_{ave} 値を予想すると $44 \mu\text{m}$ となる。この値はSample Lの $10 \mu\text{m}$ での実測値 $55 \mu\text{m}$ と近いことから厚さが大きな因子として効いてはいることを示しているが、比して小さく、Sample Pの方がよく壊れる結果となっている。この原因は次節4.4に示すように基材鋼の塑性域も含む応力-ひずみ挙動の差にある。以下、基材鋼が異なる場合のコーティング層の多重破断について議論する。

4.4 熱残留応力によるコーティング層の多重破断に及ぼす基材鋼の影響

4.3で述べたように、同じ厚さで比較するとSample Pの方がSample Lよりもよく壊れる結果となっている。これは母材鋼の応力-ひずみ挙動の違いによるものであることがFig. 8から読み取れる。すなわち、Fig. 8のクラック近傍($z'=0, 40 \mu\text{m}$)では τ_i の値は約 200 MPa と極めて高い。Sample Lの引張降伏応力は 130 MPa であり、せん断降伏応力はそれより低いことから、基材鋼で塑性変形が生じていることを示している。この結果は、基材鋼の応力-ひずみ曲線の塑性域が応力分布に影響を及ぼしていることを意味しており、異種の基材鋼ではその違いから多重破断挙動も異なってくることを示唆している。以下ではSample LとPについて厚さが $5, 10 \mu\text{m}$ の場合を想定してクラック間隔の差を調べることにする。

Fig.10に $\sigma_{c,r,max}$ とクラック間隔 L の関係を示す。同じ厚さ t_2 、クラック間隔 L であっても、Sample Pの $\sigma_{c,r,max}$ は常にSample Lのそれより高くなっている。4.3で述べた

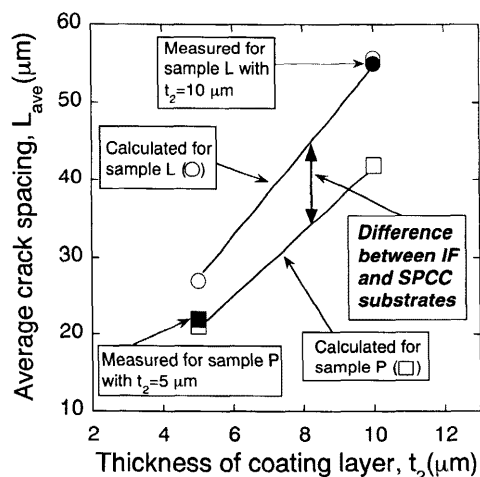


Fig. 11. Calculated and measured average crack spacing L_{ave} for samples L and P plotted against thickness of the coating layer t_2 .

ように、Sample L, Pのコーティング層強度 $\sigma_{c,UTS}$ は $260 \sim 270 \text{ MPa}$ であった。両者の多重破断挙動を比較するためには、コーティング層強度を同じに設定する必要がある。そのため、ここではその中間値の $\sigma_{c,UTS} = 265 \text{ MPa}$ とする。コーティング層厚さ t_2 を $10 \mu\text{m}$ と仮定した場合のSample Pの例に示したように、 $\sigma_{c,r,max}-L$ の直線と $\sigma_{c,UTS}$ の交点(黒丸)から、臨界長さ L_c が読み取れる。 L_c の値は式(6)を介して L_{ave} に変換される。Fig.11に L_{ave} とコーティング層厚さ t_2 の関係を示す。

Sample Pの方がSample Lに比して、より高い応力がかかる(Fig.10)ため、同じ厚さでも、前者の L_{ave} が小さくなっている。この結果は、Sample Pの方がコーティング層への応力伝達は効率的に行われていることに対応する。Fig. 2で示したSample L, Pの基材鋼の応力-ひずみ曲線を見ると、降伏応力またその後の塑性域で前者(SPCC鋼)が後者(IF鋼)より高い。その結果、界面を介したコーティング

層への応力伝達効率は前者が高くなっているといえる。このように外力が無負荷であってもコーティング層の多重破断による残留応力の解放過程で基材鋼は塑性変形し、破断長さに影響を与える。今後は省エネルギー・資源消費抑制の観点からより高強度の基材鋼が用いられることになるが、その場合にはコーティング層強度が基材鋼によって異なるなら、熱応力によるコーティング層の多重破断は高強度基材鋼ではより起こりやすくなると予想される。

5. 結言

有限要素法によるGA鋼板の熱残留応力解析および実験結果から、以下のことが明らかになった。

(1) 基材とFe-Znコーティング層の線膨張係数の差により合金化処理後の冷却過程でFe-Znコーティング層には高い引張の熱残留応力が発生する。そのため、Fe-Znコーティング層は破断を繰り返す。この多重破断プロセスにより、コーティング層に生じる約720 MPaの熱残留応力は130~140 MPaに緩和された。

(2) 熱残留応力の解析結果とコーティング層の多重破断後の平均長さから、Sample LおよびSample PのFe-Znコーティング層の強度は、260~270 MPaと評価された。

(3) 熱残留応力によるコーティング層の多重破断に及ぼすコーティング層厚さと母材鋼の応力-ひずみ曲線の影響を調べた。前者については、同一基材鋼では、コーティング層厚さが厚くなるにつれクラック間隔が増すこと、コーティング層の強度の長さ依存性が無いあるいは小さい場合には、クラック間隔は厚さに比例することを、後者に

ついては、降伏応力および降伏後の塑性変形応力が高い基材鋼ほど応力伝達効率がよく、多重破断はより進むことを明らかにした。

ご支援いただいた日本鉄鋼協会および合金化溶融亜鉛メッキ皮膜の構造と特性研究会メンバー各位に感謝の意を表します。

文 献

- 1) J.Foct: *Scr. Metall. Mater.*, **28** (1993), 127.
- 2) A.Iost and J.Foct: *J. Mat. Sci.* **12** (1993), 1340.
- 3) E.Tzimas and G.Papadimitriou: *Surf. Coat. Technol.*, **145** (2001), 176.
- 4) R.Parisot, S.forest, A.F.Gourgues, A.Pineau, D.Mareuse: *Comput. Mater. Sci.*, **19** (2000), 189.
- 5) 私信：日本鉄鋼協会・溶融亜鉛めっき鋼板皮膜の構造と特性委員会、2000年12月15日、川崎製鉄（株）（現JFE（株））配布報告資料。
- 6) (社)日本鉄鋼協会・材料の組織と特性部会・合金化溶融亜鉛めっき皮膜の構造と特性研究会：成果報告会テキスト、(2004), 146.
- 7) G.Reumont, J.B.Vogt, A.Iost and J.Foct: *Surf. Coat. Technol.*, **139** (2001), 265.
- 8) D.K.Hale: *J. Mater. Sci.*, **11** (1976), 2105.
- 9) A.Kelly and W.R.Tyson: *J. Mech. Phys. Solids*, **13** (1965), 329.
- 10) S.Ochiai and K.Osamura: *Z. Metallkd.*, **77** (1986), 255.
- 11) S.Ochiai, K.Hayashi and K.Osamura: *Metall. Mater. Trans. A*, **25A** (1994), 349.
- 12) P.Feillard, G.Desarmot and J.P.Favre: *Compos. Sci. Technol.*, **50** (1994), 265.
- 13) Y.I.Yilmaz: *J. Compos. Mater.*, **36** (2002), 537.
- 14) S.Ochiai and K.Osamura, *J. Mater. Sci.*, **21** (1986), 2735.
- 15) M.S.Hu and A.G.Evans: *Acta Metall.*, **37** (1989), 917.
- 16) Y.Leterrier, L.Boogh, J.Andersons and J.-A.E.Mason: *J. Polym. Sci., B. Polym. Phys.*, **35** (1997), 1449.
- 17) W.Weibull: *J. Appl. Mech.*, **18** (1951), 293.