

(論文)

# 高強度鋼のスケールおよびめっき層の高温反応挙動の その場測定

大友亮介<sup>\*1</sup>・山田遥平<sup>\*1</sup>・北原 周<sup>\*2</sup> (理学博士)

## In-situ Measurement of High-temperature Reaction Behavior of Scale and Zinc Coating Layer on High-strength Steel

Ryosuke OTOMO・Yohei YAMADA・Dr. Amane KITAHARA

### 要旨

自動車用鋼板には高強度化のために種々の元素が添加される。Si添加は鋼板の製造工程に影響を及ぼし、熱間圧延時のデスケリング不良や溶融亜鉛めっき鋼板のめっき合金化不足をはじめとする表面品質不良を発生させる。こうした不良を回避する指針を構築すべく、高温におけるスケール皮膜の組成変化と内部応力、また亜鉛めっき層と素地鋼板の合金化反応に及ぼす鋼中Siの影響を、放射光を用いた高温その場X線回折により調査した。その結果、Si添加によりFeOスケールの温度低下に伴うFe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>変態と内部応力の蓄積が生じる温度域が上昇すること、さらに亜鉛めっきの合金化反応においてとくにζ相の成長とδ<sub>1k</sub>相の発生が遅延することが明らかとなった。

### Abstract

Various elements are added to automotive steel sheets to increase their strength. The addition of Si affects the manufacturing process of steel sheets and causes surface quality defects such as poor descaling during hot rolling and insufficient coating alloying of hot-dip galvanized steel sheets. To establish a guideline to avoid such defects, investigations have been carried out by high-temperature in-situ X-ray diffraction using synchrotron radiation to determine the effect of Si in steel on the composition change of scale film and internal stress at high temperature. The effect of the same on the alloying reaction between the galvanized layer and the base steel sheet has also been determined. The results have clarified that the addition of Si raises the temperature range in which Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> transformation of the scale and internal stress accumulation occur as the temperature of the FeO scale drops, and that the addition especially delays the growth of ζ phase and the generation of δ<sub>1k</sub> phase in the alloying reaction of galvanization.

### 検索用キーワード

高強度鋼, 熱間圧延, 溶融亜鉛めっき, スケール, 高温酸化皮膜, 測定技術, その場測定, 高温反応

まえがき = 近年、排出ガス規制の強化に伴い、自動車軽量化を目的とした種々の成分元素を添加した鋼材の開発や実用化が進められている。鋼板への元素添加に伴い、圧延や焼鈍、溶融めっきなどの製造工程、あるいは部品の溶接や塗装などの利用工程の適正条件範囲が変化する。このため、厳格な製造工程管理が求められる場合が多い。とくにSiの添加は、熱間圧延工程におけるスケール剥離（はくり）不足が原因となって疵（きず）が発生する場合がある。また溶融亜鉛めっき工程においては、亜鉛めっき層と素地鋼板との合金化反応不足などの外観品質不良をもたらす。こうした高温での表面特性を制御して安定操業を実現するためには、高温における材料表面特性や反応を理解する必要がある、そのメカニズム解明には高温でのその場測定が有効である。

兵庫県にある大型放射光施設であるSpring-8にある産業用専用ビームライン（SUNBEAM, サンビーム）を活用して、当社は高温その場測定技術の開発に取り組んでいる。高強度のX線源であるシンクロトン放射光を用いることにより、時々刻々と変化する高温反応を短時間で測定することができる。また、表面皮膜と素地鋼板の界面における微小空間領域での反応挙動なども検出

できる。

本稿では、放射光を用いた高温その場X線回折法（X-ray Diffraction, 以下XRDという）によって鋼材表面のスケール内に蓄積する応力の挙動、および亜鉛めっき層と素地鋼板の界面合金化反応挙動を解析した結果について報告する。

### 1. 高温プロセスにおけるスケール中の応力挙動

鋼材の熱間製造プロセスにおいて表面に生成する酸化皮膜（スケール）は、鋼板表面の赤スケールや、スケールの剥離による押し疵などの表面品質不良の原因となる。

このため圧延時には、スケールを適切に除去する必要がある。鋼材表面品質の確保にはスケールの密着制御が不可欠であるが、スケールの密着性には鋼成分や製造条件などが影響を及ぼすことが知られている。とくにSiが添加されている場合は、スケール／鋼界面にそれらの元素の濃化層が形成されるため密着性が向上する<sup>1)</sup>など、顕著な影響が発生する。

いっぽう、高温プロセスにおけるスケールの剥離は、加えられる応力（圧延荷重）が界面の密着強度を超える

\*1 技術開発本部 材料研究所 \*2 (株)コベルコ科研 材料ソリューション事業部 応用物理技術部

場合に発生する。このため、高温でのスケール密着性を制御するためには、密着力そのものだけでなく高温におけるスケール中の応力挙動を明らかにする必要がある。

しかし、鋼材の冷却時には、スケールと素地鋼との熱膨張係数の差に伴う応力の発生に加えて、スケール組織の変態が生じることが知られている。このため、スケール中の応力は冷却工程において複雑に変化すると推定される。

そこで本稿では、高温XRDによってスケール内部に蓄積する応力のその場測定を行い、スケール中の応力の冷却中における変化、および鋼中にSiが添加された場合の影響を解析した。

## 1.1 実験方法

### 1.1.1 供試材

99.9%純鉄材（以下、純鉄材という）、およびFe-1.0 wt%Si合金材（以下、Fe-1.0%Si材という）を15×15×0.5 mmに切断加工後、表面を鏡面研磨して供試材とした。

### 1.1.2 冷却工程においてスケール内に発生する応力の測定実験

熱間圧延時のスケールの剥離挙動を模擬するため、試料を900℃に加熱してスケールを生成させたのち、冷却させる過程での応力測定を行った。高温装置（Anton Paar製DHS1100）を用い、温度変化中に試料が反らないように平坦なセラミック試料台に固定した。昇温および冷却中はAr雰囲気中に保ちつつ、高温装置のヒータ部に組み込まれた熱電対温度によって温度制御を行った。

まず、装置内が900℃に達した後、空気ガスを流して15秒間酸化させることによってスケールを生成させた。つづいて、雰囲気ガスをArに置換し、装置内の温度を酸化温度の900℃から室温まで下げながら100℃ごとにスケール内に生じている応力を測定した。X線は入射エネルギー $E=20$  keV、入射スリットサイズ $0.3 \times 0.3$  mmとした。応力測定は2次元検出器PILATUS 100Kを設置して、側傾法にて測定した。検出器は $2\theta=26^\circ$ に固定し、 $2\theta=23^\circ\sim 29^\circ$ の範囲で複数の回折が同時観察できるカメラ長（約800 mm）にした。

また、生成したスケール性状を確認するため、冷却実験後に走査型電子顕微鏡によりスケールの断面観察を行った。

## 1.2 実験結果と考察

### 1.2.1 冷却実験後のスケール形態

実験後の試料のスケール断面観察結果を図1に示す。純鉄材では、緻密な構造で厚さが17  $\mu\text{m}$ のスケールが生成されていた。スケール内部には明度のコントラストが生じており、その大部分をFeOが占め、表層および素地との界面に $\text{Fe}_3\text{O}_4$ が生じている。いっぽう、Fe-1.0%Si材では、スケール厚さは1.1  $\mu\text{m}$ の薄層構造であり、純鉄材と同様に主としてFeOおよび $\text{Fe}_3\text{O}_4$ の2相からなる。また、地鉄の表面近傍にはSiの選択酸化物と思われる酸化物が形成されていた。

### 1.2.2 冷却過程でのスケール内の応力測定

純鉄材およびFe-1.0%Si材におけるスケール応力測定

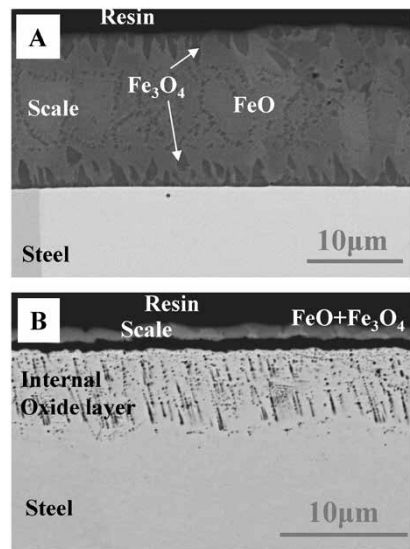


図1 スケールの断面SEM像（A：純鉄、B：Fe-1.0 wt%Si）  
Fig.1 Cross-sectional SEM images of scale (A: pure Fe, B: Fe-1.0 wt%Si)

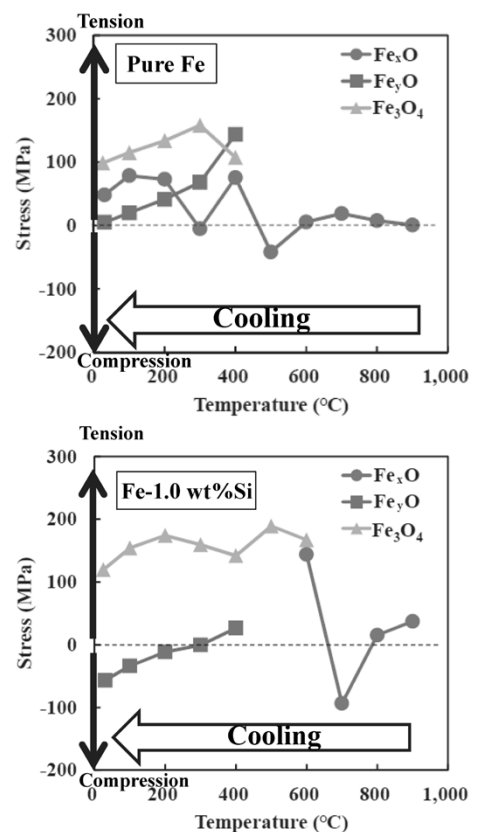


図2 スケール応力測定結果  
Fig.2 Measurement results of stress in scale

結果を図2に示す。ここで、FeOは厳密にはFeとOの比率が1:1ではなく、Oに対してFeが不足している酸化物である<sup>2)</sup>。また、 $\text{Fe}_3\text{O}_4$ への相変態に伴ってFeO中のFe濃度が増加する反応が起こることが報告されている<sup>3)</sup>。今回の測定においてもFeOは2種類のピークが認められており、Fe濃度の低いものを $\text{Fe}_x\text{O}$ 、Fe濃度の高いものを $\text{Fe}_y\text{O}$ と図2中に表記した。

まず、純鉄材上のスケール内の応力挙動について述べる。純鉄では初期に $\text{Fe}_x\text{O}$ が生成し、応力は900~600℃ではほとんど変化せず、600~500℃で圧縮方向に応力が推移した（図2上図）。 $\text{FeO}$ は700℃以上では延性を示

すことが報告されており<sup>4)</sup>、700℃以上ではスケールが塑性変形したため応力がほとんど発生しなかったと考えられる。600℃より温度が下がると延性が失われ、鋼とスケールの熱膨張差に起因する熱応力により圧縮方向の応力が蓄積したと推定される。さらに400℃以下に下がると相変態が進行して $Fe_3O_4$ と $Fe_xO$ が生成しており、いずれも引張応力を示した。600~400℃付近の温度域では、 $Fe_3O_4$ の熱膨張係数はFeよりも大きいことが報告されており<sup>5)</sup>、引張応力が発生したと考えられる。また同時に $Fe_xO$ も応力が引張方向に推移していた。400℃以下では $Fe_3O_4 \cdot Fe_xO$ ともに、ばらつきはあるものの温度降下に伴って応力は圧縮（引張応力が低減する）方向に推移している。これは400℃以下で $Fe_3O_4$ と $Fe_xO$ の熱膨張係数が鉄より小さくなるために、温度低下に伴って引張応力が緩和したと考えられる。

つぎに、Fe-1.0%Si材上のスケール内の応力挙動について述べる。900℃からの冷却に伴って $Fe_3O_4$ が生成すること、および各相の応力変化の定性的な傾向は純鉄材と同様であった（図2下図）。ただし純鉄とは異なり、 $Fe_3O_4$ が700~600℃で生成した。 $Fe_3O_4$ は一般的に、570℃以下で安定となって相変態が進行することが知られている<sup>6)</sup>。しかしながら、今回600℃以上で発生した理由として以下のように推定される。すなわち、Si添加鋼での酸化挙動として、素地鋼からスケール中へのFeイオンの拡散が $SiO_2$ や $Fe_2SiO_4$ によって阻害される。その結果、Oイオンの拡散が支配的になり、 $Fe_3O_4$ や $Fe_2O_3$ といった高次酸化物が形成されやすくなると考えられる<sup>7)</sup>。本実験において900℃でのスケール生成時に両試料とも $Fe_3O_4$ は生成していなかったが、Fe-1.0%Si材の方がスケールへのFe供給が少なく、 $Fe_xO$ の組成がO過剰なものとなっている可能性がある。図3に示した状態図<sup>8)</sup>において、FeO単相域は560℃以上の温度域で組成幅を持

つが、 $FeO-Fe_3O_4$ の2相域との境界温度はO濃度が高いほど高温になるため、冷却過程においてFe-1.0%Si材の方が高い温度で $FeO-Fe_3O_4$ の2相域に入り、 $Fe_3O_4$ が生成した可能性がある。

500℃以下では純鉄材と異なり、 $Fe_xO$ は消失し、 $Fe_3O_4$ と $Fe_yO$ のみとなった。相変態はスケール内部でのFeイオンの拡散によって生じることから、純鉄材に比べてスケールが薄いFe-1.0%Si材では変態が短時間で完了して $Fe_xO$ が消失したと考えられる。

なお、X線回折結果からは $Fe_2SiO_4$ のピークが認められたものの、図1の断面写真でも皮膜の形成が認められなかったように微量であり応力解析はできなかった。

以上のように、放射光を用いた高温XRDにより、高温からの冷却工程におけるスケールの変態および応力挙動と鋼中Siの影響を調査した結果、Siを添加することによって冷却時に生じるスケール中FeOの $Fe_3O_4$ 変態、および変態と連動してスケール内に応力が発生する温度域が変化（高温化）することが明らかとなった。このような挙動とSiによる界面密着力強化の作用の兼ね合いにより、Si添加鋼の熱間でのスケール剥離挙動が決まると考えられる。

## 2. 亜鉛めっき層と素地鋼板との合金化反応挙動

自動車向け合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、亜鉛めっき層と素地鋼板との合金化熱処理が施される。これは、プレス成形時のめっき加工特性（耐パウダリング、耐フレーキング）や組み立て時の溶接性を確保するために適正なめっき組成とするためである。高強度化を目的に鋼中にSiが添加されると、亜鉛めっきと素地鋼板との間での合金化反応が不足する場合がある<sup>9)</sup>。このため、亜鉛めっき層と素地鋼板との合金化反応に対してSiが及ぼす影響のメカニズムの解明が必須となっている。

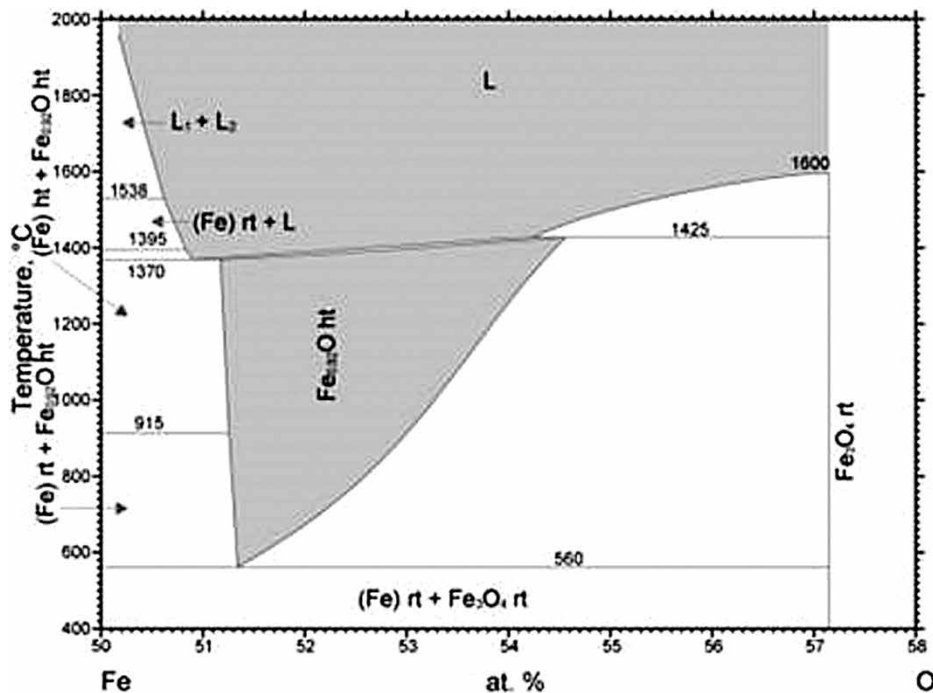


図3 Fe-O系状態図<sup>8)</sup>  
Fig.3 Phase diagram for Fe-O system<sup>8)</sup>



亜鉛-鉄合金相として、亜鉛濃度が高い順に $\zeta$  ( $Zn_{13}Fe$ ) や $\delta_1$  ( $FeZn_7$ ),  $\Gamma_1$  ( $Zn_{40}Fe_{11}$ ),  $\Gamma$  ( $Zn_{10}Fe_3$ ) などが知られており、めっき層と素地鋼板の合金化反応が進行することでより鉄濃度が高い相が生成する。また、溶融亜鉛めっき処理においては、亜鉛めっき浴中に添加されたAlが作用して亜鉛-地鉄界面に $Fe_2Al_5$ 層が生成して合金化反応が抑制される。鋼中に添加されたSiによる溶融めっきの合金化遅延についてはこれまでに数多くの報告がある。メカニズムとして従来は、溶融亜鉛めっき特有のめっき界面の $Fe_2Al_5$ 層をSiが安定化するという仮説のほか、焼鈍時にSi酸化物が生成して合金化を阻害するという仮説、さらには合金 $\delta$ 相中のFe拡散をSiが阻害するという仮説などが提唱されている<sup>10)</sup>。しかしながら、めっき前の熱処理中にSiが少なからず酸化されている可能性があり、その作用メカニズムの詳細は多くの報告では不明な点が多い。

そこで当社は、亜鉛-鉄合金化反応に及ぼす固溶Si、および意図的にSiを酸化させた場合の影響を調査した。調査には純鉄、および純鉄にSiを添加した素材に電気亜鉛めっき処理を行った試料を用いた。またこの調査は、溶融亜鉛めっき処理においてめっき前の焼鈍時にSiが少なからず酸化される影響、および亜鉛めっき中のAlの反応で生成する $Fe_2Al_5$ 層の影響を排除した条件で行った。さらに、放射光を用いたXRDによって高温その場測定を行うことにより、めっき層/地鉄界面のごく微量の合金相の生成を検出し、反応挙動を明らかにすることを試みた。本章ではその概要を述べる。

## 2.1 実験方法

### 2.1.1 供試材

1.1節で述べた実験と同じ2種類の供試材（純鉄材およびFe-1.0%Si材）を15×10×0.5 mmに切断加工後、表面を鏡面研磨して実験に用いた。Fe-1.0%Si材は、固溶Siの影響を調査するための研磨したままの試料に加えて、表面のSiの酸化状態を変えるために熱処理を行った試料の2種類を用意した。熱処理は、3% $H_2-N_2$ 、露点-8℃の雰囲気中で800℃120秒保持の条件で実施した。熱処理後の断面SEM像を図4に示す。Siは鋼の内部で選択的に酸化されているが、最表面に膜状の酸化物が形成されている様子は見られない。

これらの材料に対して電気亜鉛めっき層を形成し、表1に示した試料（EG1, EG2, EG3）を得た。電気亜鉛めっきの付着量はめっき前後の重量測定によって求めた。ほぼ同一の付着量が得られたことから、これらの試料を加熱した時に進行する合金反応（亜鉛-鉄合金各相の生成・消失）を比較することにより、添加されたSiの影響を評価できると考えられる。

### 2.1.2 めっき合金化処理と高温XRDによるその場測定

表1に示した試料に450℃で加熱処理を行うことにより、めっきと素地との合金化反応を進行させた。加熱装置としてAnton Paar製DHS1100を用い、鋼板を平坦なセラミック試料台に固定して、温度変化中に極力反らないようにした。加熱パターンは、昇温速度を5℃/sとし、450℃に到達した時点から600秒間保持した後に空冷し

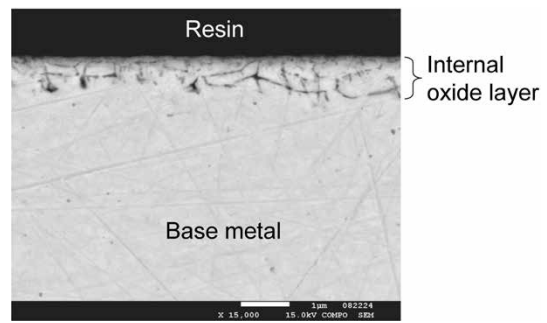


図4 熱処理後のFe-1.0 wt%Si材断面のSEM像  
Fig.4 Cross-sectional SEM image of Fe-1.0 wt%Si after heat treatment

表1 試料  
Table 1 Sample materials

Symbol	Base material	Plating weight (g/m <sup>2</sup> )
EG1	Pure iron	104
EG2	Fe-1.0 wt%Si (as polished)	106
EG3	Fe-1.0 wt%Si (heat treatment)	103

た。その間、ガス雰囲気としてArを流し続けた。温度制御は高温装置ヒータ部に組み込まれた熱電対温度で行った。また、温度300℃以上ではヒータ部に組み込まれた熱電対温度と試料表面温度の差が2℃以下であることを事前に確認している。

合金化熱処理の間、高温XRDによってめっき組成を測定した。X線は入射エネルギー20 keV、入射スリットサイズ0.1×0.1 mmとし、測定は2次元検出器PILATUS 100Kを用いた。検出器は $2\theta = 17^\circ$ に固定して $2\theta = 10.3^\circ \sim 23.5^\circ$ の範囲とし、0.4秒露光、0.5秒間隔で測定を行った。

## 2.2 実験結果と考察

### 2.2.1 めっき形態

合金化処理後の各試料の断面SEM像を図5に示す。また、断面観察時に実施したSEM-EDX点分析による化学組成を表2に示す。EG1（純鉄材）およびEG3（Fe-1.0%Si材熱処理後）では、めっき層が上層（ $\delta_1$ 相と推定される：測定点No.1, No.4：Fe濃度10~12%程度）と下層（ $\Gamma$ 相と推定される：測定点No.2, No.5：Fe濃度25.7~25.8%）が存在する。これに対して、EG2（Fe-1.0%Si熱処理なし）では $\delta_1$ 相単相のみが確認された。これらの結果から、EG2に含まれる固溶Siによって合金化反応の進行が阻害されていることが分かる。また、EG3は、素地表面に存在していた選択酸化物をめっき層内部に取り込んだ形で層合金層が形成されている。

### 2.2.2 亜鉛めっきと素地鋼板の合金化挙動

合金化処理の温度履歴およびEG1のXRDプロファイルの例をそれぞれ図6、図7に示す。XRDデータベースとしてICDD-PDF4を参照し、温度変化に伴うピークシフトを考慮して合金相 $\zeta$ ,  $\delta_{1k}$ ,  $\Gamma$ を図7のように同定した。各相の定量評価を行うにあたり、他のピークとの重なりが少ないピークとして図7(a)：経過時間75秒時点に見られる $22.9^\circ$ の $\zeta$ 相、および同図(b)：経過時間250秒時点に見られる $16.0^\circ$ の $\delta_{1k}$ 相および $20.1^\circ$ の $\Gamma$ 相を選定した。

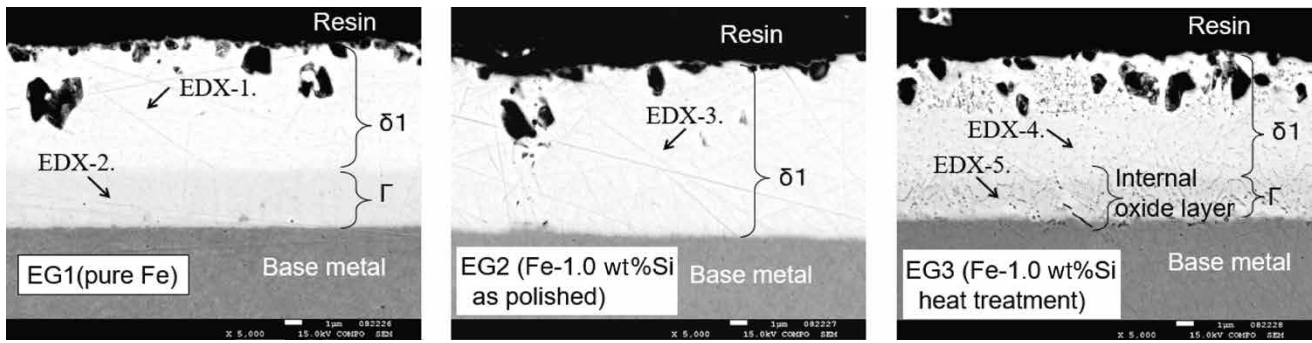


図5 合金化処理後のめっき層断面SEM像  
Fig.5 Cross-sectional SEM images of plating layer after alloying treatment

表2 めっき層の化学組成 (wt%)  
Table 2 Chemical composition of plating layers (wt%)

Element	EDX measured point				
	EG1		EG2	EG3	
	No.1	No.2	No.3	No.4	No.5
C	4.7	4.5	4.8	4.4	4.4
O	0.6	0.3	0.6	0.6	0.5
Fe	11.1	<b>25.8</b>	10.1	12.0	<b>25.7</b>
Zn	83.6	69.4	84.5	83.0	69.4

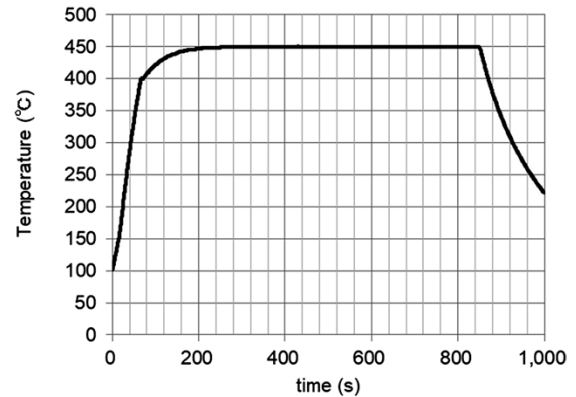


図6 合金化処理の温度履歴  
Fig.6 Temperature history of alloying treatment

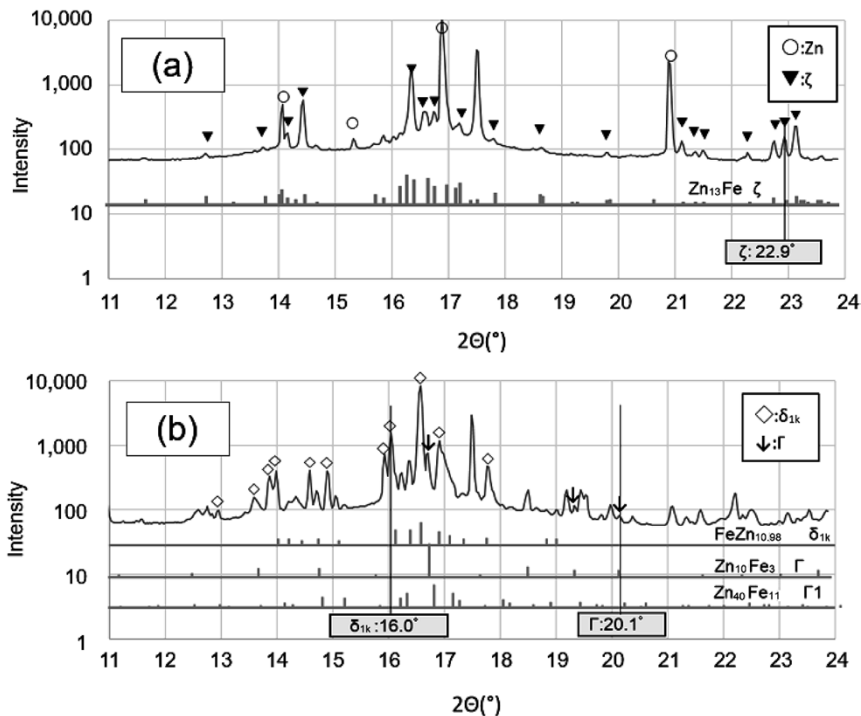


図7 EG1 (純鉄材) の合金化熱処理中のXRDパターン ((a) 75秒時点, (b) 250秒時点)  
Fig.7 XRD pattern of EG1 (pure Fe material) during alloying heat treatment ((a) at 75 seconds, and (b) at 250 seconds)

これらの合金相のピーク強度について、EG1, EG2, EG3それぞれの時間変化を図8に示す。まず相の発生はEG1, EG2, EG3でほぼ同じであり、加熱開始後55秒、温度350°Cの時点であり、固体の亜鉛層から発生している。その後のζ相の成長（ピーク強度の増加）はEG1とEG3はほぼ同時挙動を示し、また同時にピークアウトして消失している。いっぽうでEG2はζ相の成長

が遅く、またピークアウトと消失タイミングも遅くなっている。

つぎに $\delta_{1k}$ 相については、発生タイミングは各試料においてζ相のピークアウトと一致しており、EG2だけが他の2試料と比べて遅い。 $\delta_{1k}$ 相のピークは実験中消失することはなかった。

Γ相はピーク強度が微弱であり、定量評価は困難であ

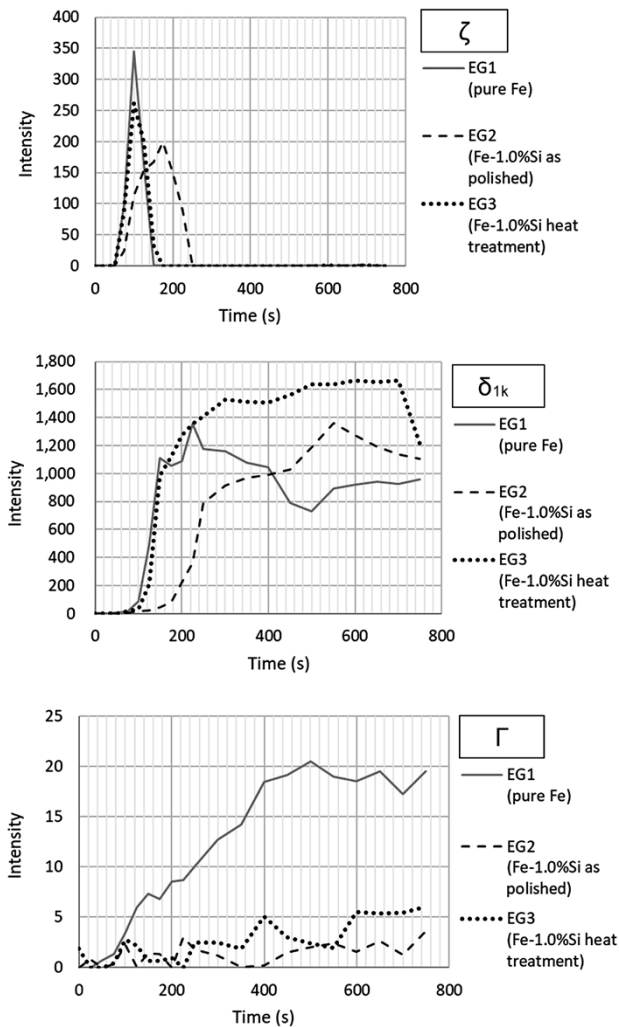


図8 合金相 $\zeta$ ,  $\delta_{1k}$ ,  $\Gamma$ の回折強度の時間変化

Fig.8 Time variation of diffraction intensity of alloy phases  $\zeta$ ,  $\delta_{1k}$ , and  $\Gamma$

った。しかしながらピークは存在しており、おおむね $\delta_{1k}$ 相の発生と同時に発生しているように見受けられる結果となった。

以上のように、 $\Gamma$ 相については不明な点が多いが、 $\zeta$ 相と $\delta_{1k}$ 相の挙動としてはEG1(純鉄材)とEG3(Siを内部酸化させたFe-1.0%Si材)が類似の挙動を示し、EG2(Fe-1.0%Si材の研磨ま:素地にSiが固溶した状態)だけが $\zeta$ 相の成長と消失および $\delta_{1k}$ 相の発生が遅延する結果となった。その考察を以下に述べる。

EG1とEG2とでは $\zeta$ 相の発生タイミングに大きな違いがないことから、固溶Siは $\zeta$ 相の生成には関与していないと考えられる。これは、 $\zeta$ 相の生成は固体Zn相中へのFe拡散によって生じているが、めっき層そのものであるZn相は試料EG1~EG3で違いがなく、0.5%程度の微量のFeの存在下で直ちに $\zeta$ 相の生成が起こるためと推定される。いっぽう、 $\zeta$ 相の成長は $\zeta$ 相とZn相の界面で進行するため $\zeta$ 相中のFeの外方拡散が必要であり、EG2では $\zeta$ 相中のSiによって拡散が阻害されたと推定される。また、 $\delta_{1k}$ 相の発生タイミングは $\zeta$ 相のピ

ークアウトと同時であり、 $\zeta$ 相中のFe濃度が一定以上になることによって $\delta_{1k}$ 相に変態したと考えられる。EG2では $\zeta$ 相中のFe拡散が阻害された結果、 $\zeta$ 相の素地Feとの界面近傍のFe濃度が高くなる可能性があり、加えて $\delta_{1k}$ 相発生がEG1やEG3よりも遅いタイミングであることを踏まえると、 $\delta_{1k}$ 相の発生に必要な $\zeta$ 相中のFe濃度が固溶Siによって高濃度側にシフトしたと推定される。この推定はFe-Zn-Si3元系計算状態図<sup>11)</sup>の傾向と一致する。

いっぽう、EG3のようにSiを地鉄内部で酸化させた場合には、 $\zeta$ 相の発生、消失と $\delta_{1k}$ 相の発生の遅延は起こらないことが分かった。溶融亜鉛めっきにおいて酸化されたSiが合金化を遅延させることが報告されているが<sup>10)</sup>、本実験ではめっき前の断面観察(図4)で示したように、めっき層中へのFe拡散阻害作用をもたらす膜状のSi酸化物が素地金属表面に生成していないため、合金化への影響が生じなかったものと推定される。

以上のように、電気亜鉛めっきを用いることにより、溶融めっき実験のめっき前焼鈍時に意図せず生じるSiの酸化の影響を排除した系に対して、放射光を用いた高温XRDによって亜鉛と鉄の合金化反応挙動を高精度に調査した。この結果、地鉄中の固溶Siが $\zeta$ 相中のFe拡散を阻害してその成長を遅延させること、また $\delta_{1k}$ 相の生成も遅延することが明らかとなった。このような基礎的な挙動をさらに解明することにより、高強度亜鉛めっき鋼板の優れた特性を安定的に確保できる指針が得られるものと考えられる。

むすび=自動車骨格部品への高強度鋼板の適用拡大を受け、鋼材に種々の成分元素を添加することによって表面品質を確保するための技術的難易度は年々高まっている。本実験において活用したような高温におけるその場測定技術を今後さらに高度化していくことにより、各種材料成分に応じたスケール剥離制御や溶融めっき反応制御をはじめとする高温表面反応プロセスの制御技術を獲得し、高強度鋼の安定生産体制を強化していく。

#### 参考文献

- 1) T. Wada et al. CAMP-ISIJ. 1998, Vol.1, p.1875.
- 2) N. Birks et al. 金属の高温酸化入門, 丸善出版, 1988, p.76-79.
- 3) H. Tanei et al. ISIJ International. 2017, Vol.57, p.506-510.
- 4) 日高康善ほか. 材料とプロセス. 2000, Vol.13, p.1099.
- 5) K. Sasaki et al. Materials Transactions. 2020, Vol.61, p.136-141.
- 6) 多根井寛志ほか. 新日鉄住金技報. 2015, 第401号, p.91-95.
- 7) 武田実佳子. 鉄鋼材料製造過程に生成するスケール性状と高温物性に関する研究. 大阪大学. 2010, 博士論文, p.44-65.
- 8) 国立研究開発法人物質・材料研究機構. AtomWork. <http://crystdb.nims.go.jp> (参照 2020-12-14)
- 9) 櫻井理孝ほか. CAMP-ISIJ. 1996, Vol.9, p.513.
- 10) T. Yasui et al. Proc. of Galvatech'07. 2007, p.493-498.
- 11) 高田尚記ほか. 鉄と鋼. 2019, Vol.105, No.7, p.675.