

合金化溶融亜鉛めっき鋼板皮膜を構成する Fe-Zn 系金属間化合物の結晶構造と力学特性

岡本 範彦* 乾 晴行**

1. はじめに

合金化溶融亜鉛めっき (Galvannealed: GA) 鋼板は、耐食性、塗装性や溶接性が優れており、自動車・家電・建材など幅広く用いられている⁽¹⁾⁻⁽³⁾。溶融亜鉛浴中に鋼板を浸漬した後、合金化熱処理が施され、相互拡散によりめっき被膜内に Fe-Zn 系金属間化合物相が形成される。GA 鋼板のめっき被膜は通常、鉄基板に近い方から順に Γ 、 Γ_1 、 δ_{1k} 、 δ_{1p} 、 ζ と呼ばれる 5 種類の Fe-Zn 系化合物相の薄い層から構成される (図 1(a))、その順序は Fe-Zn 二元系状態図 (図 1(c)) におけるそれと同一である⁽⁴⁾⁽⁵⁾。合金化熱処理を施さない通常の亜鉛めっき (Galvanized: GI) 鋼板と比較して、GA 鋼板はプレス成型加工するとめっき被膜が剥離しやすいという問題を抱えている。これは形成された Fe-Zn 系金属間化合物相の一部もしくは全部が脆いことに起因する。合金化熱処理過剰の場合には、Fe 組成に富む Γ 相が主相となりめっき皮膜の粉末状剥離が生じる (パウダリング現象)。一方、熱処理不足の場合には ζ 相もしくは Zn 相が主相となり薄片状剥離が生じる (フレーキング現象)。そのため中程度の熱処理 (450–500°C, 数秒–数十秒) が施され、 δ_1 (δ_{1k}/δ_{1p}) 相を主相とする GA 鋼板が実用されている。これらの現象から Γ 相は塑性変形せず脆く、一方で δ_1 (δ_{1k}/δ_{1p}) 相は比較的塑性変形能を有するのではないかと経験的に考えられてきた。より耐剥離性に富んだ最適な GA 皮膜構造設計を行うためには、各金属間化合物相の力学・機械特性が必須であるが、いずれの化合物相が脆性的なのか等、めっき剥離の主たる原因についての

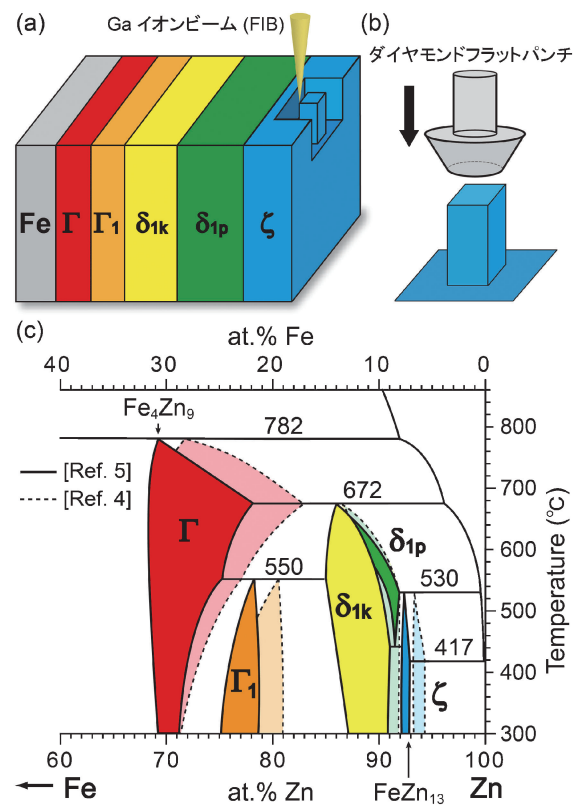


図 1 (a) GA 鋼板めっき皮膜断面および FIB 法によるマイクロピラー加工の模式図. (b) マイクロピラー圧縮試験の模式図. (c) Fe-Zn 二元系状態図⁽⁴⁾⁽⁵⁾. (オンラインカラー)

* 京都大学大学院工学研究科材料工学専攻; 助教
(現: 東北大学金属材料研究所; 准教授) (〒980-8577 仙台市青葉区片平 2-1-1)

** 京都大学大学院工学研究科材料工学専攻; 教授
Crystal Structures and Mechanical Properties of the Intermetallic Compounds in the Fe-Zn System Comprising the Coating of Galvannealed Steel Sheets; Norihiko L. Okamoto*, Haruyuki Inui** (**Department of Materials Science and Engineering, Kyoto University, Kyoto (*Present: Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai)
Keywords: Galvannealed steel, intermetallic compounds, complex crystal structure, icosahedron, plastic deformation, dislocation, scanning transmission electron microscopy (STEM), synchrotron x-ray diffraction, focused ion beam (FIB), micro-pillar compression
2018年 2月16日受理 [doi:10.2320/materia.57.169]

詳細は充分解明されていないのが実状である。これは、めっき被膜内の各金属間化合物層が数 μm 程度と薄いために、各化合物相の物性を個別に調査するのが非常に困難であることが一因である。

近年、集束イオンビーム(Focused Ion Beam: FIB)法やナノインデンテーション法技術が急速に普及し、サブ μm スケールでの試料作製および力学特性評価が可能となってきた⁽⁶⁾⁻⁽⁸⁾。そこで我々は、FIB法によりGA鋼板めっき被膜から単相微小試験片(マイクロピラー・マイクロビーム)を加工し(図1(a))、微小スケールで圧縮・曲げ破壊試験を行うことによって(図1(b))、各Fe-Zn系金属間化合物相の塑性変形能や破壊靱性を調査してきた⁽⁹⁾⁻⁽¹³⁾。各化合物相の塑性変形能が得られたとしても、それを理解する上で結晶構造に関する情報は必要不可欠である。しかしながら意外にもFe-Zn系化合物の結晶構造についての知見は乏しく詳細はわかっていないため、走査型透過電子顕微鏡(Scanning Transmission Electron Microscopy: STEM)と放射光X線回折を相補的に併用した構造解析・精密化を行ってきた⁽¹⁴⁾⁻⁽¹⁸⁾。本稿では、最近著書らが行ったFe-Zn(-Al)系化合物の結晶構造解析および微小スケール力学特性試験についての概要を紹介する。

2. 結晶構造

(1) δ_{1p} 相結晶構造の決定

δ_{1p} 相の結晶構造については、2000年になって初めて原子座標が報告された(図2(a))⁽¹⁹⁾。他のFe-Zn系化合物の構造解析は1930年代から報告があるのに対して δ_{1p} 相の構造解析がこれほどまで遅れた理由は、六方晶系の単位胞が556個もの原子を含み非常に複雑な構造であることが挙げられる。しかし、Belinら⁽¹⁹⁾によって報告された結晶構造には、Zn原子だけで構成される大部分の領域中に、Fe原子が頂点を優先的に占有する20面体クラスターが孤立して点在しており(図2(a))、相平衡の観点から考えて非常に不可解である。実際、著者らが実験により得たSTEM像(図3(a), (b))は、Belinらの構造モデルを元に計算したSTEM像(図3(c))と幾つかの点で異なっており(図中丸印)、Belinらの構造モデルにおいて少なくとも2つのWyckoffサイトの原子座標に誤謬があることを見出した⁽¹⁴⁾。原子座標の精密化およびX線原子散乱因子の差異が小さいFeおよびZn原子の占有状態を明らかにするため、放射光X線単結晶回折実験を行った。20万反射以上の非常に統計精度の高い回折データが得られたため、FeとZnの占有率を高い確度で決定することができた。構造精密化の結果、すべてのFe原子は20面体クラスターの頂点ではなく、Znが頂点を占める Zn_{12} -20面体クラスターの中心に位置し、Feが中心位置を占める Zn_{12} -20面体クラスター(以下、 $\text{Fe}@\text{Zn}_{12}$ -20面体クラスターと表記する)同士が頂点共有および面共有した構造(図2(b))であることを明らかにした⁽¹⁴⁾。

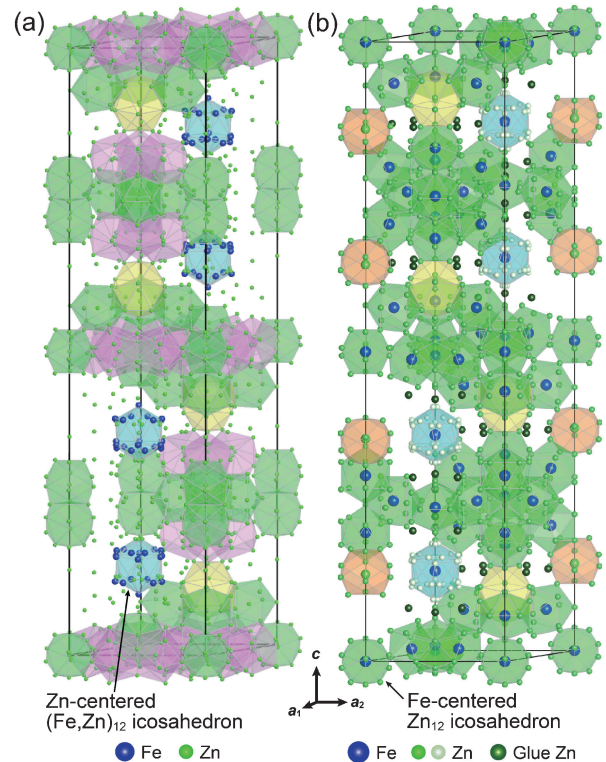


図2 δ_{1p} 相の結晶構造モデル。(a)Belinら⁽¹⁹⁾のモデル。Fe原子はすべて20面体クラスターの頂点を占有している。(b)Okamotoら⁽¹⁴⁾のモデル。Fe原子はすべて Zn_{12} -20面体クラスターの中心を占有している。(オンラインカラー)

(2) Fe-Zn系化合物の結晶構造に関する共通原理

前項の δ_{1p} 相の解析結果から、いずれのFe-Zn系化合物も $\text{Fe}@\text{Zn}_{12}$ -20面体クラスターを構成ユニットとしていることがわかった。すなわち、最もZnに富む ζ 相では、図4(d)に示すように Zn_{12} -20面体クラスターが単斜晶の c 軸方向に頂点共有して結合しているのに対して⁽¹⁰⁾⁽²⁰⁾、次にFeに富む δ_{1p} 相では、 $\text{Fe}@\text{Zn}_{12}$ -20面体クラスターが頂点共有だけでなく面共有によっても結合している(図4(c))⁽¹⁴⁾。 ζ 相と δ_{1p} 相のいずれにおいても、Fe原子と結合していないZn原子(glue Zn)が存在する。最もFeに富む Γ 相では、glue Zn原子は無く、20面体クラスターの中心だけでは収まりきらないFe原子が、面共有している20面体クラスターの頂点サイトを部分的に占有している(図4(a))⁽¹⁸⁾。 Γ 相と δ_{1p} 相の中間の組成を有する Γ_1 相は、 Γ 相と同様の特徴を持ちつつ、glue Zn原子が存在する(図4(b))⁽¹⁸⁾。このように、Fe-Zn系化合物は $\text{Fe}@\text{Zn}_{12}$ -20面体クラスターを構成ユニットとする共通原理のもとに結晶化していることを明らかにした⁽¹⁸⁾。

(3) δ_{1k} 相結晶構造の決定

δ_{1k} 相の結晶構造は、六方晶系 δ_{1p} 相を母構造とし a 軸方向に3倍周期性を有する超格子構造であることが電子回折によりわかっていたが⁽²¹⁾、その詳細については明らかにさ

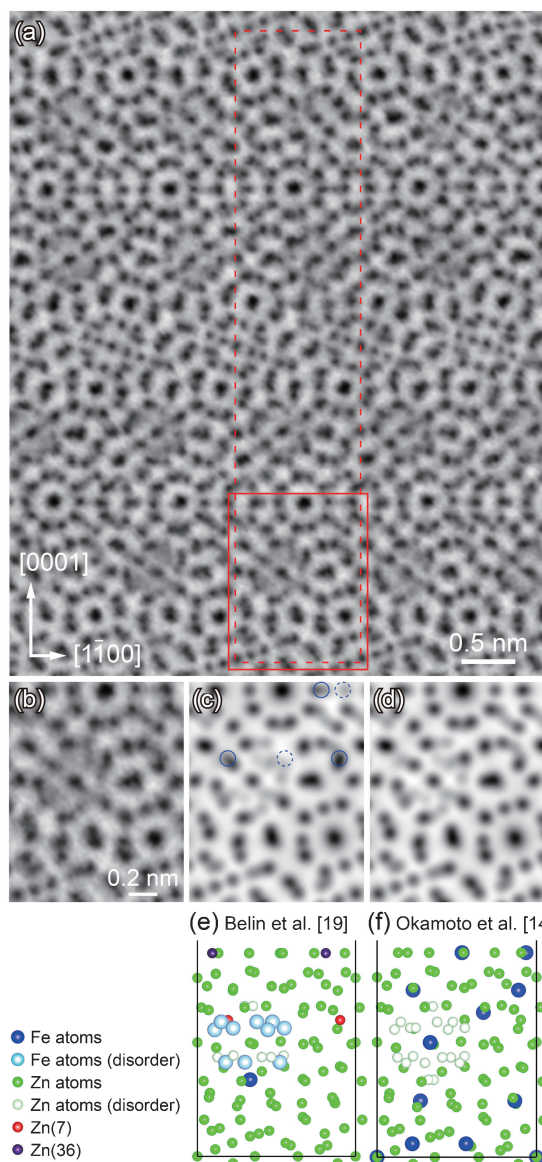


図3 δ_{1p} 相の(a)STEM環状明視野(Annular Bright Field: ABF)像. 四角の点線は単位胞を表す. (b) (a)の四角の実線で囲んだ領域の拡大像. (c) Belinら⁽¹⁹⁾および(d)Okamotoら⁽¹⁴⁾の結晶構造モデルをもとに計算したSTEM-ABF像. (e)Belinら⁽¹⁹⁾および(f)Okamotoら⁽¹⁴⁾の結晶構造モデル. 入射/投影方向はすべて $[11\bar{2}0]$. (オンラインカラー)

れていなかった. 著者らは, δ_{1k} 相のSTEM観察を行い(図5(a)), δ_{1p} 相の単位胞の半分の高さ($c/2$)のユニットレイヤーが(図5(b)), a 軸方向に3倍周期性を持ちつつ c 軸方向の積層の仕方にランダム性がある, いわゆるOrder-Disorder(OD)構造を有することを明らかにした(図5(c)-(e))⁽¹⁵⁾. a 軸方向の3倍周期性は, δ_{1p} 相の固溶限以上のFe原子が規則配列していることに起因すると考えられる. δ_{1p} 相と δ_{1k} 相は, 母構造と超格子構造というほぼ同一の構造のように見えるが, δ_{1k} 相は1次元方向に並進対称性が欠落しているという点で大きく異なる.

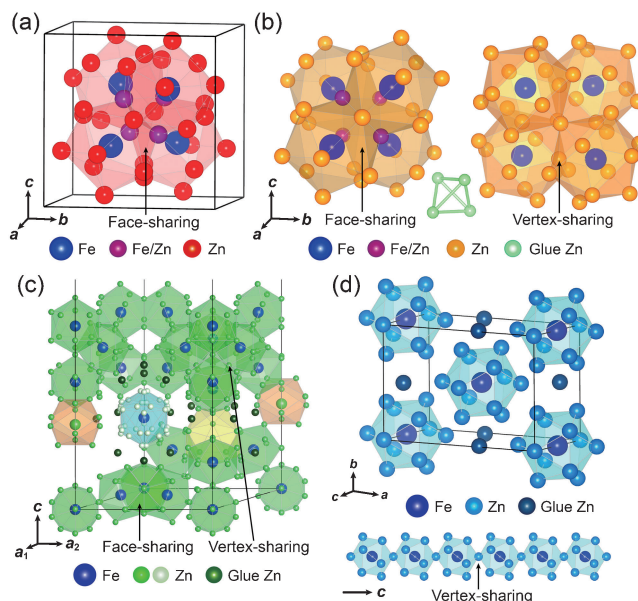


図4 (a) Γ 相, (b) Γ_1 相, (c) δ_{1p} 相および(d) ζ 相の結晶構造. Fe濃度が増加するに従い, Fe@Zn₁₂₋₂₀面体クラスターは頂点共有から面共有へシフトし, Fe原子と結合しないglue Zn原子の割合は減少する⁽¹⁸⁾. (オンラインカラー)

(4) Fe-Zn-Al系 Γ_2 相結晶構造の決定—Fe-Zn系 Γ_1 相との相違

GA鋼板の作製の実際上, 純Zn浴ではなく, Alを僅かに溶解したZn-Al浴が使用される. これは, 鉄基板とZnめっき皮膜界面に拡散抑止層としてFe₂Al₅相を形成させ, Fe-Zn系化合物の急速な成長を制御するためである. Fe-Zn-Al三元系状態図(図6(a))⁽²²⁾に示すように, 液相と平衡する三元系化合物 Γ_2 相が存在する. そのため, 浸漬した鋼板からFeがZn-Al浴中に溶出した後, Fe₂Al₅相, ζ 相や δ_1 (δ_{1k}/δ_{1p})相に加えて Γ_2 相のドロソ粒子(熔融Zn(-Al)めっき浴中に溶出した過飽和状態のFeが浴中のZn(およびAl)と反応して形成される金属間化合物)が形成され, 鋼板表面にこれらが付着した場合にはその品質が劣化してしまう. このような観点から, 三元系化合物 Γ_2 相の形成機構および結晶構造情報は重要である. Fe-Zn-Al系 Γ_2 相は, Fe-Zn系 Γ_1 相と同一構造と考えられているが⁽²²⁾, なぜ同一構造であり格子定数もほとんど等しい(相対差0.3%以下)にも関わらずFe-Zn系 Γ_1 相と平衡しないのかは不可解である. δ_{1p} 相の場合と同様に, 著者らが実験により得たSTEM像(図6(b))は, 報告されているFe-Zn系 Γ_1 相の構造モデル(図6(e))⁽²³⁾を元に計算したSTEM像(図6(c))と幾つかの点で一致しなかった(図中丸印). 放射光X線単結晶回折実験およびSTEM-EDS元素マッピング(図6(f)-(h))により, Al原子の位置を特定し, Fe-Zn系 Γ_1 相とFe-Zn-Al系 Γ_2 相は同一の空間群 $F\bar{4}3m$ に属しながらも, 原子が占有するWyckoffサイトが異なる(14種類のサイトのうち12種類は共通)ことを明らかにした⁽¹⁷⁾. このことが, Fe-Zn系 Γ_1 相とFe-

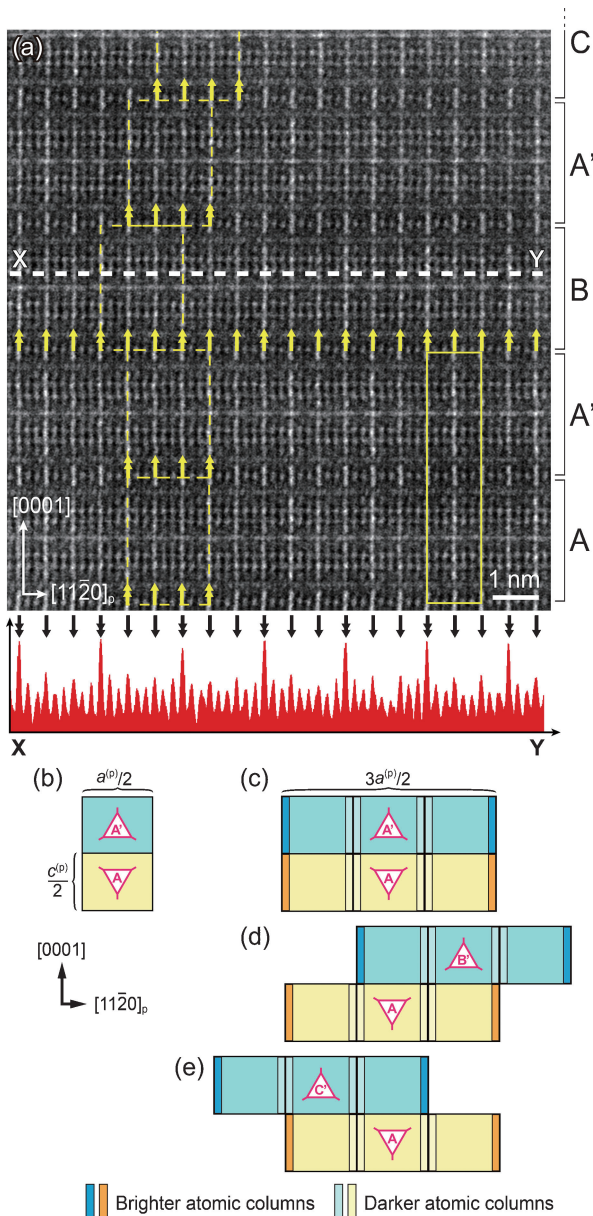


図5 (a) δ_{1k} 相の $[1\bar{1}00]$ 入射 STEM-高角環状暗視野 (High-Angle Annular Dark Field: HAADF) 像⁽¹⁵⁾. 四角の実線は δ_{1p} 相の単位胞に相当する. (b) δ_{1p} 相および (c)-(e) δ_{1k} 相の構成レイヤーの積層の仕方の模式図. (オンラインカラー)

Zn-Al 系 Γ_2 相の間に溶解度ギャップが存在する理由である.

3. 力学特性

(1) 多結晶マイクロピラー圧縮変形試験

GA 鋼板およびそれを塩浴中で熱処理し、めっき皮膜を厚膜化させた試料から、各 Fe-Zn 系化合物の単相多結晶マイクロピラーを FIB 法により作製した(図 1(a)). 図 7 に示すように、 Γ_1 、 δ_{1k} および δ_{1p} 相多結晶マイクロピラーはほとんど塑性変形を示すことなく 1 GPa 以上の高い応力レベルで破断する一方、最も Fe に富む最内層の Γ 相および最も

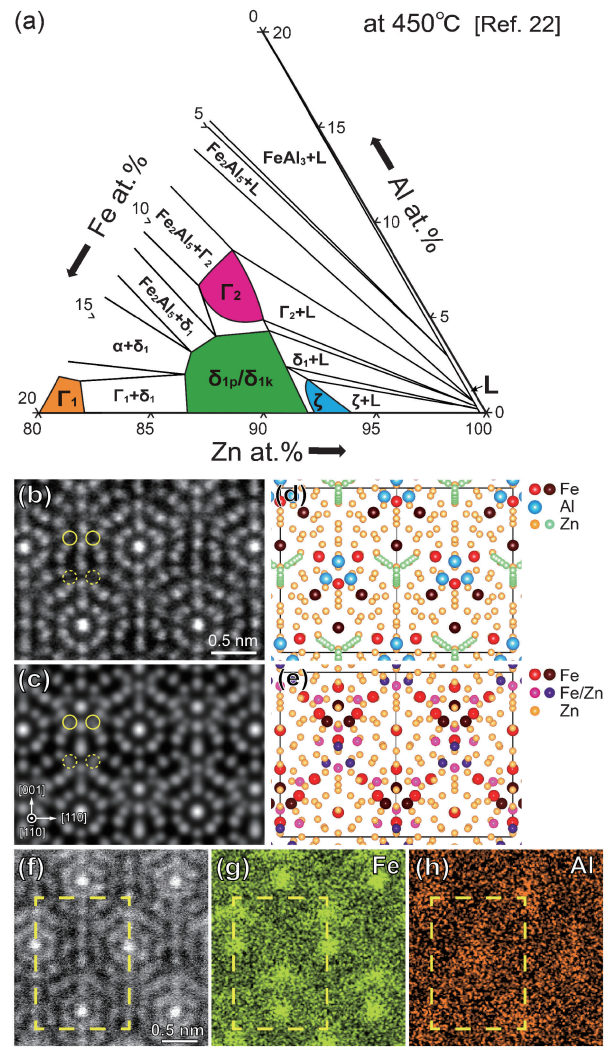


図6 (a) Fe-Zn-Al 三元系状態図⁽²²⁾. (b) Fe-Zn-Al 系 Γ_2 相の $[110]$ 入射 STEM-HAADF 像. (c) Fe-Zn 系 Γ_1 相の構造モデル⁽²³⁾ を元に計算した STEM-HAADF 像. (d) 放射光 X 線回折により決定した Fe-Zn-Al 系 Γ_2 相の構造モデル⁽¹⁷⁾. (e) Fe-Zn 系 Γ_1 相の構造モデル⁽²³⁾. (f)-(h) EDS マッピング像. (オンラインカラー)

Zn に富む最外層の ζ 相多結晶マイクロピラーは、すべり線の拡大写真に示すように、圧縮変形能を有することを明らかにした⁽⁹⁾. ζ 相多結晶は最大で 1% 程度の塑性歪しか示さなかったが、 Γ 相多結晶は数%以上の塑性歪を示し、5 種類の化合物の中でも圧縮変形能は最も優れている. これは、 Γ 相が塑性変形せず脆いという従来の経験的知見と異なる.

(2) 単結晶マイクロピラー圧縮変形試験

フラックス法による結晶成長では、粗大な単結晶は得られず、直径数百 μm 程度の微結晶しか得られなかった. そこで、すべり系の同定および臨界分解せん断応力 (Critical Resolved Shear Stress: CRSS) を決定するために、単結晶マイクロピラー圧縮試験を行った⁽¹⁰⁾⁻⁽¹²⁾.

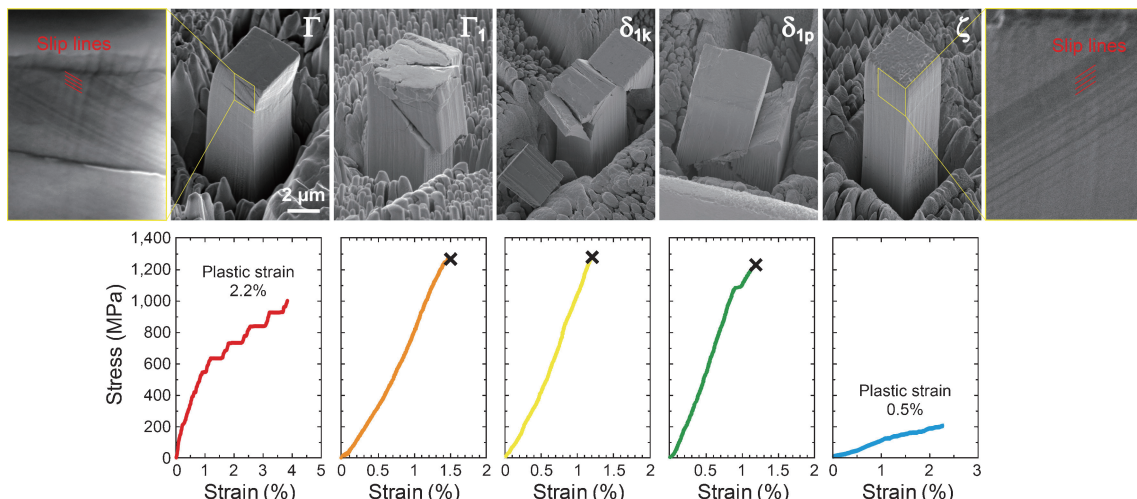


図7 Fe-Zn系化合物単相多結晶マイクロピラーの圧縮変形後のSEM二次電子像(上段)および応力-歪曲線⁽⁹⁾. (オンラインカラー)

まず、単斜晶系 ζ 相について様々な荷重軸方位で圧縮試験を行った結果(図8(b)), $[001]$ 近傍の方位では塑性変形を示さなかったが、それ以外の方位では10%以上の大きな塑性歪を示した(図8(c)). ほとんどの荷重軸方位で $\{110\}\langle 1\bar{1}2\rangle$ すべり系が活動し(図8(d), (e)), 一辺約 $4\ \mu\text{m}$ のマイクロピラーの平均CRSSは $107\ \text{MPa}$ であった. $\{110\}\langle 1\bar{1}2\rangle$ すべり系のシュミット因子がゼロとなる $[\bar{3}07]$ 方位近傍では、 $(100)[001]$ すべり系が活動し、一辺約 $4\ \mu\text{m}$ のマイクロピラーの平均CRSSは $359\ \text{MPa}$ であった. 原子面間隔は $\{110\}$ 面、 (010) 面、 (100) 面の順に広く(図8(a)), Peierls-Nabarroモデルの観点からはこの順ですべり活動が容易であると予想される. しかし実際には、1番目と3番目の $\{110\}$ 面および (100) 面すべりの活動は確認されたが、2番目の (010) 面すべりは活動しない. これは図8(a)に示すように、 $\{110\}$ 面および (100) 面すべりでは、 Fe@Zn_{12} -20面体クラスターを切断せずに済むが、 (010) 面すべりでは Zn_{12} -20面体クラスターを切断せざるをえないことに起因すると考えられる. つまり、 Fe@Zn_{12} -20面体クラスター内のFe-Zn原子結合は強固であり、20面体クラスターを切断しないようすべり面が選択されている. このすべり変形において、 Zn_{12} -20面体クラスターがあたかも一つの大きな原子のように振る舞うと考えられる⁽¹¹⁾⁽¹²⁾. 実際、 $\{110\}\langle 1\bar{1}2\rangle$ すべり転位の部分転位芯および積層欠陥の原子分解能STEM観察によって、 Zn_{12} -20面体クラスターを単位としてすべり変形が生じている証拠を得ている⁽²⁴⁾.

一方、立方晶系 Γ 相についても標準ステレオ三角形内の様々な荷重軸方位で圧縮試験を行った結果、全ての方位で10%以上の大きな塑性歪を示した. ほとんどの荷重軸方位範囲に亘って $\{110\}\langle 1\bar{1}1\rangle$ すべり系が活動し、 $[\bar{1}11]$ 近傍の荷重軸方位でのみ $\{110\}\langle 001\rangle$ すべり系が活動した. 一辺約 $4\ \mu\text{m}$ のマイクロピラーの平均CRSSは $\{110\}\langle 1\bar{1}1\rangle$ すべり系が約 $370\ \text{MPa}$ 、 $\{110\}\langle 001\rangle$ すべり系が約 $660\ \text{MPa}$ であっ

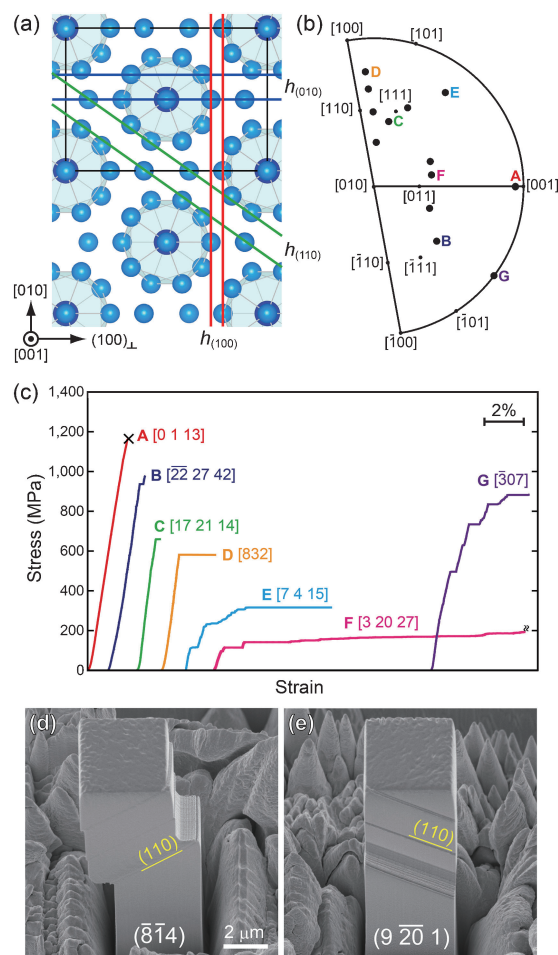


図8 (a) ζ 相構造の $[001]$ 投影図. (b)圧縮荷重軸方位のステレオ投影図. (c) ζ 相単結晶マイクロピラー圧縮試験の応力-歪曲線. (d), (e)圧縮変形後のSEM二次電子像⁽¹⁰⁾. (オンラインカラー)

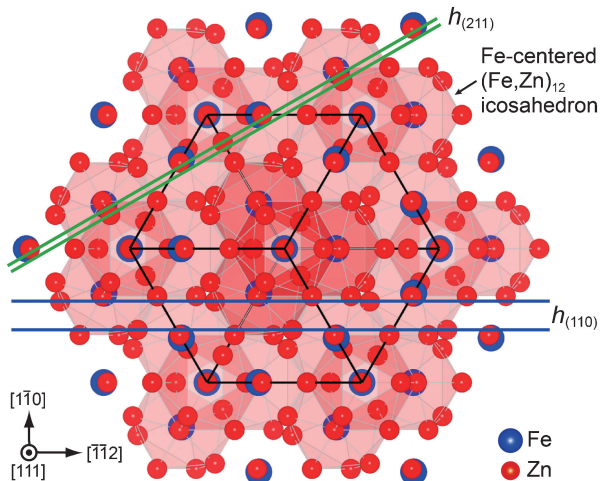


図9 Γ 相構造の[111]投影図。(オンラインカラー)

た⁽²⁵⁾。 Γ 相の $\{110\}\langle\bar{1}11\rangle$ すべり系のCRSS値が ζ 相の $\{110\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ すべり系のそれ(107 MPa)よりも3倍以上も高いのは、図9に示す[111]投影図からもわかるように、 Γ 相では高密度に $\text{Fe}@\text{(Zn, Fe)}_{12}$ -20面体クラスターが存在し、それらが互いに面共有して結合しているため、どのようなすべり面を選択しても、 $\text{Fe}@\text{(Zn, Fe)}_{12}$ -20面体クラスターを切断しなければならないためだと考えられる⁽²⁵⁾。

最近、 δ_{1p} および δ_{1k} 相の単結晶マイクロピラー圧縮試験も行っており、 δ_{1p} 相では底面すべり系と柱面すべり系が、 δ_{1k} 相では底面すべり系が活動することを確認している⁽²⁵⁾。ただし予歪を与えない限り、降伏と同時に巨大なストレインバーストが生じ、試料がダイヤモンドフラットパンチによって押し潰されることが多々生じた。前述の多結晶マイクロピラー圧縮試験において、 δ_{1p} および δ_{1k} 相が塑性変形しないと誤判断したのは⁽⁹⁾、このような急激な変形を制御することが非常に困難だったことに加えて、 c 軸成分を含むすべり変形が活動せず、von Misesの条件が満たされないことに起因する。ヴィッカーズ圧子の圧入により予歪を与えた場合、一辺約4 μm のマイクロピラーの底面すべり系の平均CRSSは、 δ_{1p} 相が約250 MPa、 δ_{1k} 相が約380 MPaであり、各化合物相の容易すべり系のCRSSは、 Γ 相(370 MPa) \approx δ_{1k} 相(380 MPa) $>$ δ_{1p} 相(250 MPa) $>$ ζ 相(107 MPa)のように、ほぼFe組成の順に従って高くなる⁽²⁵⁾。

多結晶マイクロピラー圧縮試験において、 Γ 相が最も優れた圧縮変形能を示したのに対して、 ζ 相は僅かな塑性変形能しか示さなかったのは、 Γ 相は高対称性の立方晶系に属し $\{110\}\langle\bar{1}11\rangle$ すべり系の活動のみでvon Misesの条件が満たされるのに対して、 ζ 相は低対称性の単斜晶系に属し $\{110\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ および $(100)[001]$ すべり系が活動してもvon Misesの条件が満たされないからである⁽⁹⁾。

(3) 単結晶マイクロビーム曲げ破壊試験

シェブロンノッチ付き単結晶マイクロビーム曲げ破壊試験を行い、各化合物相の破壊靱性値を測定した結果、Fe組成

に富む Γ 、 Γ_1 および δ_{1k} 相は低い破壊靱性値($\sim 0.4 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$)を示す一方で、Zn組成に富む δ_{1p} 相($\sim 0.6\text{--}1.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$)と ζ 相($\sim 0.7 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$)は比較的高い破壊靱性値を示した⁽¹³⁾。第一原理計算により求めた各化合物相の表面エネルギーの傾向(Γ 相 $>$ Γ_1 相 $>$ δ_{1p} 相 $>$ ζ 相)を考慮すると⁽¹³⁾、Fe組成に富むほど亀裂先端近傍での塑性変形による応力集中緩和が減少すると予想される。これは、前述したようにFe組成に富むほど容易すべり系のCRSSが高いことと矛盾しない。

4. おわりに

走査型透過電子顕微鏡法(STEM)と放射光X線回折を相補的に併用することにより、Fe-Zn系化合物の非常に複雑な結晶構造および原子散乱因子の差が小さいFe/Zn占有状態を明らかにすることができた。このような相補的な解析手法が非常に強力であることも同時に示せた。工業的には、 δ_1 (δ_{1k}/δ_{1p})相もしくは ζ 相が最表層になるようなGA鋼板が生産されている。破壊靱性値の低い Γ 、 Γ_1 、 δ_{1k} 相内で発生・伝播した亀裂の進展が、破壊靱性値の高い δ_{1p} 相や ζ 相で抑制され、めっき皮膜の剥離が抑制されていると考えられる。耐剥離特性を向上させるためには、まず破壊靱性値が大きく異なる δ_{1k} 相と δ_{1p} 相を区別した上で、最表層を δ_{1p} 相もしくは ζ 相に保ちつつ、 δ_{1k} 相形成をできるだけ回避もしくは抑制することが重要である。破壊靱性値の低い Γ および Γ_1 相の抑制も効果があると考えられる。

本稿で紹介した研究は、山口周教授(東京大学)、竹林浩史氏(新日鉄住金株)、安原聡氏(日本電子株)、田中克志教授(神戸大学)、足立大樹准教授(兵庫県立大学)、檜岡大輔氏(現川崎重工業株)、井元雅弘氏(現株神戸製鋼所)、道下勝太氏(現関西電力株)、橋爪志周氏(現JFEスチール株)と共同で行われました。また、日本学術振興会科学研究費助成事業(科研費番号15H02300, 16H04516, 16K14373)、文部科学省元素戦略プロジェクト構造材料元素戦略研究拠点、科学技術振興機構端的低炭素化技術開発(ALCA)および日本鉄鋼協会鉄鋼研究振興助成(第20および24回)の助成を受けて行われました。放射光実験は、高輝度光科学研究センターSPRING-8のビームラインBL02B1にて行われました(課題番号2014B1228, 2015A1468, 2016B1096, 2017A1243)。ここに謝意を表します。

文 献

- (1) M. F. Shi, G. M. Smith, M. Moore and D. J. Meuleman: Zinc-based steel coating systems: metallurgy and performance, edited by G. Krauss and D. K. Matlock, TMS, Warrendale, PA, (1990), 387.
- (2) A. R. Marder: Prog. Mater. Sci., 45(2000), 191-271.
- (3) S. M. A. Shibli, B. N. Meena and R. Remya: Surf. Coat. Technol., 262(2015), 210-215.
- (4) O. Kubaschewski: Iron-Binary Phase Diagrams, Springer-Ver-

lage, Berlin, (1982), 172–175.
 (5) K. Han, I. Ohnuma, K. Okuda and R. Kainuma: *J. Alloys Compd.*, **737**(2018), 490–504.
 (6) D. M. Dimiduk, M. D. Uchic and T. A. Parthasarathy: *Acta Mater.*, **53**(2005), 4065–4077.
 (7) M. D. Uchic, D. M. Dimiduk, J. N. Florando and W. D. Nix: *Science*, **305**(2004), 986–989.
 (8) J. R. Greer and J. T. M. De Hosson: *Prog. Mater. Sci.*, **56**(2011), 654–724.
 (9) N. L. Okamoto, D. Kashioaka, M. Inomoto, H. Inui, H. Takebayashi and S. Yamaguchi: *Scripta Mater.*, **69**(2013), 307–310.
 (10) N. L. Okamoto, M. Inomoto, H. Adachi, H. Takebayashi and H. Inui: *Acta Mater.*, **65**(2014), 229–239.
 (11) M. Inomoto, N. L. Okamoto and H. Inui: *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, **1516**(2013), 157–162.
 (12) M. Inomoto, N. L. Okamoto and H. Inui: *Adv. Mater. Res.*, **922**(2014), 264–269.
 (13) N. L. Okamoto, S. Michishita, Y. Hashizume and H. Inui: *ISIJ Int.*, **58**(2018), in press.
 (14) N. L. Okamoto, K. Tanaka, A. Yasuhara and H. Inui: *Acta Crystallogr. B*, **70**(2014), 275–282.
 (15) N. L. Okamoto, A. Yasuhara and H. Inui: *Acta Mater.*, **81**(2014), 345–357.
 (16) N. L. Okamoto, A. Yasuhara, K. Tanaka and H. Inui: *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, **1760**(2015), opl.2015.2010.
 (17) N. L. Okamoto, H. Inui, A. Yasuhara and S. Yamaguchi: *J. Alloys Compd.*, **644**(2015), 287–296.
 (18) N. L. Okamoto, M. Inomoto, H. Takebayashi and H. Inui: *J. Alloys Compd.*, **732**(2018), 52–63.
 (19) C. H. E. Belin and R. C. H. Belin: *J. Solid State Chem.*, **151**(2000), 85–95.

(20) R. Belin, M. Tillard and L. Monconduit: *Acta Crystallogr. C*, **56**(2000), 267–268.
 (21) M. H. Hong and H. Saka: *Scripta Mater.*, **36**(1997), 1423–1429.
 (22) P. Perrot, J. C. Tissier and J. Y. Dauphin: *Z. Metallkd.*, **83**(1992), 786–790.
 (23) A. S. Koster and J. C. Schoone: *Acta Crystallogr. B*, **37**(1981), 1905–1907.
 (24) N. L. Okamoto, M. Inomoto and H. Inui: unpublished work.
 (25) Y. Hashizume, N. L. Okamoto and H. Inui: unpublished work.

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

岡本範彦
 2003年9月 日本学術振興会 特別研究員(DC1)
 2006年3月 京都大学大学院工学研究科 博士後期課程修了 博士(工学)学位取得
 2006年4月 日本学術振興会 特別研究員(PD)
 2006年6月 米国カリフォルニア大学デヴィス校 博士研究員
 2008年2月 京都大学大学院工学研究科材料工学専攻 助教
 2017年6月～ 現職
 専門分野：金属物性、結晶塑性、結晶学
 ©金属や金属間化合物における結晶欠陥と物理・力学特性の相関解明に従事。

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★



岡本範彦



乾 晴行