

強度・延性に優れた複層鋼板を 実現可能にする界面制御

南部 将一*

1. はじめに

この度は第22回日本金属学会奨励賞に選出頂きましたこと、大変光栄に存じます。今回、研究紹介する機会を頂きましたので、近年取り組んでおります複層鋼板およびその特性を大きく左右する異相界面に注目して行った研究例を紹介致します。

2. 高強度と高延性を両立する複層鋼板

エネルギーやCO₂などの排出ガス削減のため、自動車に代表される移動体の軽量化が強く望まれている。そのための手段のひとつとしてこれら移動体を形成する構造材料の高強度化が進められているが、加工性や衝突安全性などの観点において延性は重要であり、強度と延性を高レベルで両立可能な構造材料を開発する必要がある。図1に現状の自動車用鋼板の強度と破断伸びの関係を示す。これまでに強度延性バランスを両立するため、フェライトに硬質のマルテンサイトやベイナイトを分散させたDP鋼やさらに残留オーステナイトも分散させたTRIP鋼といった複相組織を有する鋼が開発されてきた。更なる高強度化を達成するためには、硬質のマルテンサイトをより多く使用することが必要不可欠であり、単体ではほとんど伸びを示さないマルテンサイトの延性を如何に向上させるかが重要となる。この問題を解決するためには、従来のモノリシックな材料におけるミクロ組織制御といった内部設計型のアプローチだけではなく、よりマクロで大胆な外部設計型のアプローチが必要であると考えられる。

このような背景を受け、近年、著者らのグループでは高強

度のマルテンサイトと高延性鋼(オーステナイト系ステンレス鋼, TRIP鋼など)を層状に重ねた複層鋼板(断面の光学顕微鏡写真を図2に示す)を開発してきた⁽¹⁾。このような複層型材料の引張特性についてはこれまでも検討されており、その強度は構成層の強度の混合則に従うことが知られている。一方で延性については、その相対差が大きい場合には混合則よりも小さくなり、低延性な層の値に近くなる⁽²⁾。先述したように複層鋼板において高強度を維持しつつ延性を向上させるためには、非常に延性の低いマルテンサイト層を如何に伸ばすかが重要となるが、複層型材料の延性向上に関する研究例はほとんど無い。そこで著者らはまずこのような複層型材料の一樣変形を阻害すると考えられる変形様式を理論的に検討し、各層の材料特性や複層材料の幾何設計、そして異相界面の界面強度に関する必要条件を導出した。

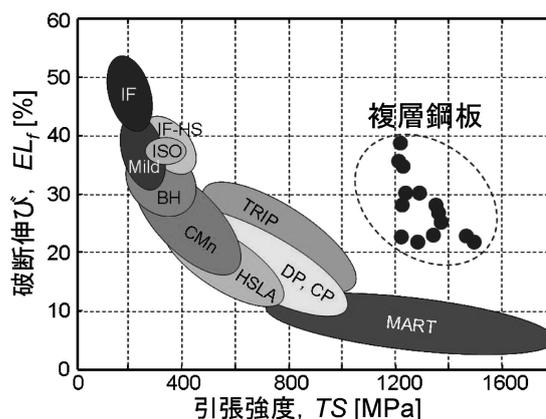


図1 現状の自動車用薄板鋼板および開発した複層鋼板の強度と延性の関係。

* 東京大学助教；大学院工学系研究科マテリアル工学専攻(〒113-8656 東京都文京区本郷 7-3-1)
Control of Interface to Achieve Multilayered Steel Composites with Improved Strength-ductility Combination; Shoichi Nambu (Department of Materials Engineering, The University of Tokyo, Tokyo)
Keywords: interface, multilayered composites, strength, ductility, delamination, interfacial toughness, surface diffusion, lattice diffusion
2013年2月6日受理[doi:10.2320/materia.52.357]

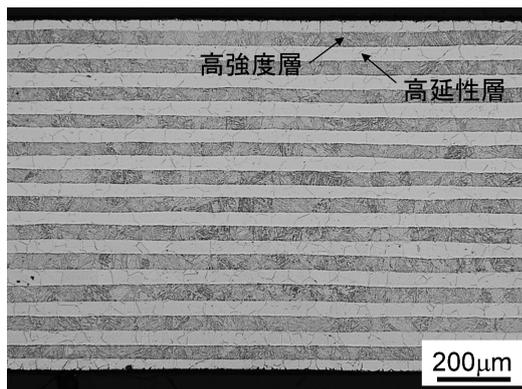


図2 光学顕微鏡による複層鋼板の断面観察写真 (SUS304 と SUS420J2 の25層からなる複層鋼板)。

低ひずみ域における破断には、高強度層が単独に脆性的に破断する形態⁽³⁾⁽⁴⁾と界面のはく離を伴い脆性的に破断する形態⁽⁵⁾が考えられる。高強度層が単独で破断する形態は Tunneling crack としてその破壊条件が理論的に導出されており、高延性層を弾性体および完全弾塑性体とした場合、それぞれ例えば必要層厚の上限および下限解が与えられる⁽⁶⁾。一方、界面はく離を伴い脆性破断する形態は H-shape crack と呼ばれ、その発生条件は塑性不安定現象の1つである界面不安定現象⁽⁷⁾⁽⁸⁾と界面の破壊靱性⁽⁹⁾を考慮する必要がある。実際に高強度層の破壊靱性および層厚を変化させた複層鋼板(高強度層：SUS420J2、高延性層：SUS304、SPCC)を作製し、実験的検証を行った。その結果、界面強度が十分に大きい場合には、高強度層の層厚が小さいほど、また高強度層の破壊靱性が大きいほど、延性が向上することが示された⁽⁶⁾⁽¹⁰⁾。界面強度が小さい場合の検討結果については後述するが、このように構成層の材料特性や幾何形態を制御することによって超高強度のマartenサイトを一樣変形させることが可能であることを初めて示した。その結果、図1に様々な組み合わせで作製した複層鋼板の強度延性をプロットしているように、例えば引張強度 1350 MPa、伸び28%以上という従来にない高レベルでの強度延性バランスを達成することが出来た。さらに実用化を目指した取り組みとして、常温でのプレス成形性や耐衝撃性などについても評価を進めており、現在使用されている 590DP 鋼と比較した結果、強度は2倍以上あるにも関わらず、同程度の加工性を有していることも確認できている。

3. 複層鋼板の延性に及ぼす界面強度の影響

これまで複層型材料の特性と界面の関係については多くの研究が行われており、積層させることで耐衝撃性や破壊靱性などの特性が単体よりも向上することが報告されている⁽²⁾⁽¹¹⁾⁻⁽¹³⁾。これは界面においてエネルギー吸収やき裂進展の阻害などが影響していると考えられており、例えば同じ鋼を積層させた場合でも、界面の強度によって耐衝撃性が向

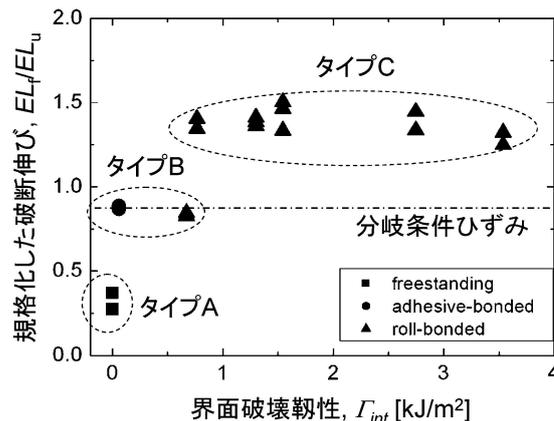


図3 複層鋼板の界面強度と破断ひずみ(破断伸びを一樣伸びで規格化)の関係。

上することが分かっている⁽¹¹⁾。しかし、積層材の延性については強固な界面を有している場合の研究が多く、界面強度が延性に及ぼす影響については明らかになっていない。そこで、著者らは界面強度の異なる複層鋼板を作製し、界面強度と引張特性の関係について検討した。

界面強度の異なる試料を得るため、冷間圧延プロセスで高強度鋼として SCM415 と高延性鋼として SUS304 を接合させた。組み合わせは SUS304/SCM415/SUS304 であり、初期板厚は SCM415 が 1.0 mm、SUS304 が 0.5 mm である。冷間圧延における圧下率を変化させ、最終板厚 0.5、0.66、0.95 mm の3種類の複層鋼板を作製した。作製した複層鋼板に対して、1173~1373 K で加熱 60~120 s 保持後、水冷の熱処理を施した。引張試験は JIS13B 号試験片(幅 12.5 mm、平後部長さ 60 mm)を用い、ひずみ速度は 1×10^{-3} /s である。界面強度は 180°ピール試験によって調査し、界面破壊靱性 Γ_{int} として評価した⁽¹⁴⁾。

界面強度が延性に与える影響について調べた結果を図3に示す。ここでは、界面強度が無い各層が独立した試験片(freestanding)、接着剤で接合させた界面強度の小さい試験片(adhesive-bonded)、圧延後熱処理で界面強度を大きくした試験片(roll-bonded)について検討した。また界面不安定現象における分岐解のひずみ(critical strain)⁽¹⁵⁾もまたプロットしている。界面強度が無い場合はマartenサイト鋼単体と同程度の伸びでマartenサイトが破断した(タイプA)。界面強度が少し大きくなると、大幅に伸びが向上するが、一樣伸びに到達する前に破断しており、そのひずみは分岐解から得られたひずみと近い値となった(タイプB)。界面強度がある程度以上大きくなると、一樣伸びまで変形した後、局所ネッキングが起り、延性的に破断した(タイプC)。それぞれのタイプにおける破断形態を図4に示す。界面強度が低い場合(タイプB)ではき裂が発生した近傍にのみ界面はく離が生じ、その後破断していることが分かる。十分に界面強度がある場合(タイプC)では界面はく離することなくネッキングを起こし、十分に大きな伸びを示した。またはく離を伴った破断形態から延性破断に遷移する界面強度は、計算から求め

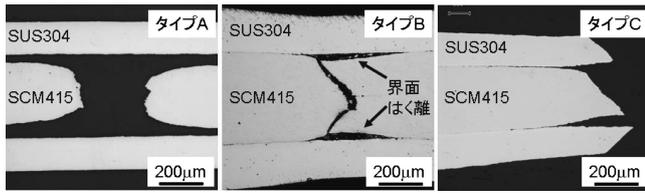


図4 界面強度の異なるそれぞれのタイプにおける破断形態.

た H-shape crack の抑制に必要とされる値と良い一致を示した.

以上のように、複層型材料において、界面強度が不十分な場合には、その一様変形が界面不安定現象によって阻害され、はく離を伴った破断に至るが、界面強度が一定以上であれば十分に大きな延性を達成することが可能であることを示した。このように強固な界面が複層型材料の延性向上のための必要条件であることが示された。

4. 異相界面における界面強度発現過程

先述したように複層型材料の延性向上には強固な界面が必要である。複層鋼板において強固な界面は加熱・圧下を伴う拡散接合によって達成される。しかし過度な熱や圧下は、層間における合金元素の拡散、構成層の組織変化などの原因となり、構成層ひいては複層鋼板の特性を劣化させてしまう可能性がある。また強固すぎる界面は破壊特性の改善という点では不利である。このように異相界面を含む複層型材料において、その特性向上のためには界面特性の理解および制御が必要不可欠である。界面強度の発現過程については十分に体拡散が支配的な温度域における研究⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾はあるが、界面形成初期段階における研究はほとんどない。また、先述した冷間圧延で作製した複層鋼板では、熱処理過程において圧延による加工組織が回復することによって材料の力学特性が変化するため、界面強度の変化のみを測定することが難しいことが分かっている。そこで著者らは、界面強度発現過程および界面形成過程を理解するため、接合時に構成層の特性がほとんど変化しない表面活性化接合⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾によってモデル界面を作製し、その熱処理中における界面強度および界面組織の変化について調査した。

モデル界面の構成材として、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 と純 Ni の板材を用意し、これらを十分焼鈍させた後、表面活性化接合法により接合させた。作製した試料に対して 773~873 K で 0~60000 s 保持後空冷の熱処理を施した後、界面強度試験を行った。界面強度は 3 章と同様に 180°ピール試験を行い、界面破壊靱性によって評価した。

まず熱処理過程における界面強度、組織、硬さの変化をそれぞれ 180°ピール試験、走査型電子顕微鏡 (SEM) 観察、ビッカース硬さ試験を用いて調べた結果、組織や硬さについては熱処理によってほとんど変化しないことが確認された。熱処理温度 823, 873 K における界面強度と保持時間の関係を

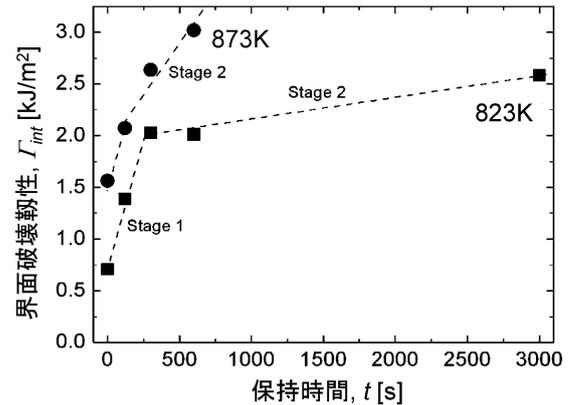


図5 保持温度 823 K および 873 K における Ni / SUS304 モデル界面の界面強度と保持時間の関係.

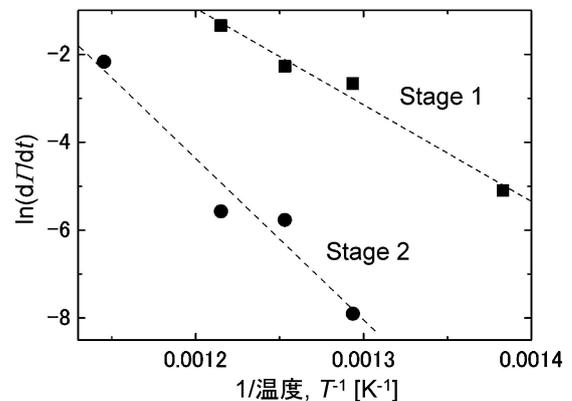


図6 界面強度発現過程の Stage 1 および Stage 2 における界面強度上昇率のアレニウスプロット.

図5に示す。熱処理温度 823 K における界面強度の増加は大きく2段階に分かれており、初期(stage 1)では界面強度が急激に上昇しており、その後(stage 2)その上昇率は緩やかになっていることが分かった。熱処理温度 773~823 K の範囲では同様な傾向が見られた。熱処理温度が 873 K の場合には2段階に分かれる傾向は見られなかったが、これは stage 1 が非常に短時間であったと考えられる。これら結果から界面強度の上昇率は熱処理温度が大きくなると増加していることが分かった。また stage 1 と stage 2 の遷移する界面強度は約 2 kJ/m² であり、この値はどの熱処理温度においても同程度であった。

このように熱処理温度によって界面強度上昇の速度が異なることからこの活性化エネルギーについて検討した。それぞれの熱処理温度における界面強度の上昇率と熱処理温度の関係を図6に stage 1 および stage 2 に分けて示す。得られた結果から接合過程の活性化エネルギーを求めたところ、stage 1 では約 120 kJ/mol、stage 2 では約 290 kJ/mol と見積もられ、それぞれ Ni や Fe の表面拡散や体拡散の活性化エネルギーと良い対応を示した。

それぞれの段階におけるき裂進展経路を同定するため破壊

形態および引き剥がし面を SEM 観察し、さらにエネルギー分散型 X 線分析(EDS)による解析を行った。き裂先端付近の破壊形態をそれぞれの段階で比較した結果、stage 1 では界面においてそれぞれが分離していたが、stage 2 では Ni が SUS304 側に付着している箇所が観察され、その割合は保持時間が長くなると増加した。引き剥がし面(SUS304 側)の観察においても同様の現象が観察され、stage 1 では平坦であったが、stage 2 では多くの Ni の付着が観察された。この破壊形態から stage 2 では界面強度は構成材の降伏強度よりも十分大きくなっていることが示唆された。次に stage 1 における界面強度上昇について検討するため、透過型電子顕微鏡(TEM)による界面観察を行った。接合ままと stage 1 における試料を観察した結果、接合ままとは非常に小さな細長い空隙が存在しており、その後熱処理によって空隙が球形に変化して接合面積が増加することが分かった。これら観察結果から stage 1 では表面近傍にある動きやすい原子が移動し、接合面積を増加させることで界面強度が上昇したことが示唆された。

以上のように表面活性化接合法によって作製した Ni/SUS304 モデル界面について界面強度発現過程を調べた結果、界面強度の上昇は 2 つの異なるメカニズムにより律速されていることが分かり、それぞれの活性化エネルギーを調べたところ、表面拡散および体拡散の値と良い対応を示した。このことから界面の接合は、まず表面拡散によって接合面積を増加させ、界面全域において整合する、つまりある一定の界面強度に達する。その後、体拡散によって原子が動くことによりさらに界面強度が上昇したと考えられる。

5. おわりに

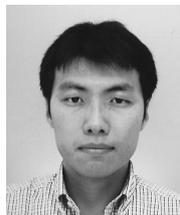
本稿では強度と延性を高いレベルで両立可能な複層鋼板およびその界面に関連した研究について紹介した。複層鋼板に限らず、異なる相や金属、材料からなる複層・複合材料において、優れた特性を発揮するためには界面の制御が重要である。実際の異種界面においてはその組み合わせによって拡散や反応などがあり、その制御の方法は千差万別である。それぞれの界面形成過程を理解し、必要な力学特性を実現するための界面制御を行わなければならない。また産業において実用化可能な製造プロセスの構築も考慮する必要がある。今後も界面を理解し制御するための研究を進め、革新的な特性を有する新規構造材料の創成に貢献していきたい。

本稿の内容は、著者が東京大学において産学官連携研究員および助教として滞在している間、文部科学省「ナノキーテクノロジー・材料を中心とした融合新興分野研究開発」にお

ける組織制御構造体開発プロジェクトとして行われた「複層鋼板プロジェクト」の研究の一部を担当して得られた成果である。研究を遂行するにあたり、東京大学の小関敏彦教授、井上純哉准教授から多くの御指導、御助言を頂いた。また恩師である東京大学の榎学教授を始め、プロジェクト関係諸氏からも貴重な御意見を頂いた。また、表面活性化接合によるモデル界面試料は東洋鋼板株式会社のご好意により作製していただいた。本紙面を借りて、心より御礼申し上げる。

文 献

- (1) 小関敏彦, 井上純哉, 鈴木俊夫, 長井 寿, 谷口裕一: 金属, **80**(2010), 271-275.
- (2) D.R. Lesure, C.K. Syn, O.D. Sherby, J. Wadsworth, J.J. Lewandowski and W.H. Hunt Jr.: Int. Mater. Rev., **41**(1996), 169-197.
- (3) Z. Suo: Appl. Mech. Rev., **43**(1990), S276-279.
- (4) S. Ho and Z. Suo: J. Appl. Mech., **60**(1993), 890-894.
- (5) A.S.J. Suiker and N.A. Fleck: Int. J. Fract., **125**(2004), 1-32.
- (6) J. Inoue, S. Nambu, Y. Ishimoto and T. Koseki: Scr. Mater., **59**(2008), 1055-1058.
- (7) R. Hill and J.W. Hutchinson: J. Mech. Phys. Solids, **23**(1975), 239-264.
- (8) P.S. Steif: Int. J. Solids Struct., **22**(1986), 195-207.
- (9) M.Y. He and J.W. Hutchinson: Int. J. Solids Struct., **25**(1989), 1053-1067.
- (10) 井上純哉, 南部将一, 道内真人, 小関敏彦: 金属, **80**(2010), 276-282.
- (11) M. Pozuelo, F. Carreno, M. Caesi and O.A. Ruano: Int. J. Mater. Res., **98**(2007), 47-52.
- (12) F. Carreno, J. Cao, M. Pozuelo and O.A. Ruano: Scr. Mater., **48**(2003), 1135-1140.
- (13) M. Pozuelo, F. Carreno and O.A. Ruano: Compos. Sci. Technol., **66**(2006), 1671-2676.
- (14) M.D. Thouless and O.D. Yang: Int. J. Adhes. Adhes., **28**(2008), 176-184.
- (15) S. Nambu, M. Michiuchi, J. Inoue and T. Koseki: Compos. Sci. Technol., **69**(2009), 1936-1941.
- (16) B. Derby and E.R. Wallach: J. Mater. Sci., **19**(1984), 3149-3158.
- (17) I. Jauhari, H. Ogiyama and H. Tsukuda: Mater. Sci. Res. Int., **9**(2003), 154-159.
- (18) T. Akatsu, N. Hosoda, T. Suga and M. Ruhle: J. Mater. Sci., **34**(1999), 4133-4139.
- (19) 大澤真司, 吉田一雄, 西條謹二: エレクトロニクス実装学会誌, **5**(2002), 223-226.



南部将一

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
2007年3月 東京大学大学院工学系研究科博士課程修了
2007年4月 東京大学大学院工学系研究科産学官連携研究員
2008年5月 現職
専門分野: 破壊力学, 界面, 複合材料
©金属基複層・複合材料の創成およびその特性評価に従事。特に界面制御や材料の変形・破壊挙動について精力的に研究を行っている。
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★