

ブラスト処理した鋼材の表面特性に関する研究

キム, アラン

<https://hdl.handle.net/2324/6787583>

出版情報 : Kyushu University, 2022, 博士 (工学), 課程博士
バージョン :
権利関係 :



ブラスト処理した鋼材の表面特性 に関する研究

キム アラン

ブラスト処理した鋼材の表面特性 に関する研究

令和 5年 3月



九州大学大学院工学府都市環境システム工学専攻

キム アラン

論文調査(甲)

論文提出者 キム アラン

論文題名 ブラスト処理した鋼材の表面特性に関する研究

調査年月 令和4年12月

調査結果 本論文は、博士(工学)の学位論文に値するものと認める。

論文調査委員

主査 九州大学 教授

貝沼重信



副査 九州大学 教授

瀧田秀則



副査 琉球大学 教授

押川渡



ブラスト処理した鋼材の表面特性に関する研究

目次

第1章 序論	1
1.1 研究の背景	1
1.2 既往の研究	10
1.2.1 ブラスト処理した鋼材の表面性状と電気化学特性	10
1.2.2 ブラスト処理した鋼材と塗膜・エポキシ樹脂の付着挙動	13
1.3 研究の目的	14
1.4 本論文の構成	15
第2章 ブラスト処理した鋼材の表面性状	23
2.1 はじめに	23
2.2 試験体	23
2.3 測定・分析方法	26
2.3.1 鋼素地の表面性状の測定	26
2.3.2 研削材の残留性状の分析	27
2.3.3 鋼素地のアンカーパターンの分析	27
2.4 ブラスト処理条件が鋼素地の表面性状に及ぼす影響	29
2.4.1 鋼素地の表面性状	29
2.4.2 研削材の残留性状	35
2.4.3 鋼素地のアンカーパターン	39
2.5 まとめ	45
第3章 ブラスト処理した鋼材と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動	48
3.1 はじめに	48
3.2 試験方法	49
3.3 鋼素地と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動に及ぼす影響	51

3.3.1	塗膜の引張付着挙動	51
3.3.2	エポキシ樹脂の引張付着挙動	52
3.4	まとめ	59
第4章	ブラスト処理した鋼材の腐食特性	63
4.1	はじめに	63
4.2	電気化学試験の方法	63
4.3	鋼素地の表面性状が電気化学特性に及ぼす影響	64
4.3.1	分極曲線の結果	64
4.3.2	インピーダンスの結果	69
4.4	まとめ	72
第5章	ブラスト処理した腐食鋼材のターニング特性	75
5.1	はじめに	75
5.2	ブラスト処理した腐食鋼板のターニングの経時挙動	76
5.2.1	試験方法	76
5.2.2	鋼素地のターニングの経時挙動	79
5.3	研削材と塩類の残留がターニング特性に及ぼす影響	84
5.3.1	電気化学試験の方法	84
5.3.2	電解液の検討	86
5.3.3	鋼素地のターニング特性	88
5.4	まとめ	91
第6章	ターニングした鋼素地と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動	94
6.1	はじめに	94
6.2	試験方法	94
6.3	ターニングした鋼素地の塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動	97
6.3.1	塗膜の引張付着挙動	97
6.3.2	エポキシ樹脂の引張付着挙動	98

6.4 まとめ	104
第7章 結 論	106
謝 辞	109

第1章 序論

1.1 研究の背景

日本国内のスパン2m以上の橋梁数は、約72万橋ある[1]。多くの鋼橋は、高度経済成長期に建設され、供用開始後50年を経過した橋梁が年々増加しており、全橋梁数の半数程度を占めている。鋼橋を安全かつ経済的に長期間供用するためには、定期的な点検・検査により損傷を早期に発見し、不経済な大規模対策を回避することが重要になる[2]。現在、道路管理者は、①5年に1回近接目視による点検、②健全度の判定区分および診断、③点検・診断の結果に基づき措置、④点検・診断・措置の結果を評価・公表、することで老朽化対策を実施している[3]。このように、施設の機能や性能に不具合が発生する前に対策を講じることで、維持管理費を30～50%程度縮減することが期待されている[4]。

鋼道路橋で必要とされる主な維持管理費は塗替え塗装費であるため、近年、塗装を長期化するため、耐久性と防食性能に優れた重防食塗装系の塗装仕様が積極的に採用されている[5]、[6]。重防食塗装系の橋梁塗装の寿命は、腐食性が高い環境で約30年程度と言われているが[7]、塗装を塗替える毎に塗装の塗替え周期が短くなる傾向にある[8]、[9]。塗装の防食性能は、素地調整、塗り回数、塗料の種類、塗装技術および気候などに依存しており、素地調整に最も大きく依存することが報告されている[10]。

鋼素地調整方法には、機械的方法、化学的方法、光学的方法などがある。機械的方法は主に手工具、動力工具、ブラストによる処理に分類される。化学的方法には酸性溶液で素地表面の付着物や酸化皮膜を除去する際に用いられる。また、光学的方法にはレーザー処理があり、鋼素地表面の腐食生成物や塩類などの付着物を昇華・蒸発させるために用いられる。特に、鋼構造物の鋼素地調整には、一般に機械的方法が採用されている。機械的方法の種類を図1.1に示す。

手工具には、スクレーパ（力棒）、鋏かき、細のみ、ケレンハンマーおよびワイヤーブラシなどがある。動力工具は主に電気あるいは空気圧を動力源として稼働する工具であり、ディスクグラインダー、カップワイヤーブラシ、エアハンマー、縦回転式ブラシなどがある。ブラスト処理は研削材を投射し、鋼素地に衝突させることで、腐食生成

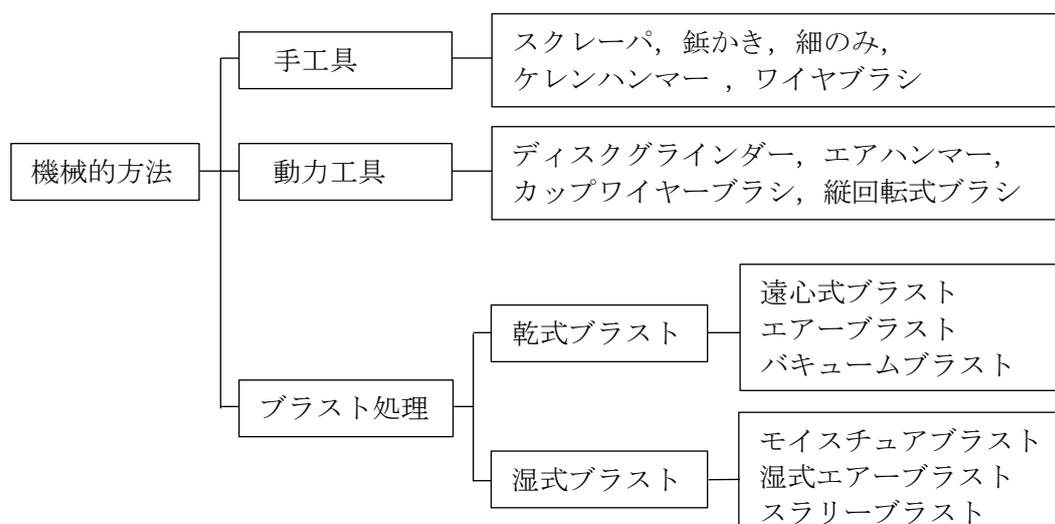


図 1.1 機械的な鋼素地調整法の種類

物などの付着物を除去するとともに、鋼素地に適切な粗さを付与する方法である。また、ブラスト処理は水の使用の有無により、乾式ブラストと湿式ブラストに大別される。乾式ブラスト処理には、遠心式ブラスト、エアーブラストおよびバキュームブラストがある。遠心式ブラストは鋼構造物の製作工場内で、エアーブラストとバキュームブラストは既設の鋼構造物のブラスト処理に用いられることが多い。一方、湿式ブラスト処理には、モイストチュアブラスト、湿式エアーブラストおよびスラリーブラストがあり、湿式ブラストは乾式ブラストに比べて、粉じんの発生を抑制できる。

日本国内の鋼構造物の新設と既設に用いられるブラストの投射圧力は 0.7 MPa 程度であり、使用する研削材の種類としては、金属系と非金属系がある。各研削材の外観と特徴をそれぞれ図 1.2, 図 1.3 および表 1.1 に示す。金属系の研削材は主に新設の鋼構造物のブラスト処理に採用されている。研削材がブラスト時に破碎されにくいため、粉じんの発生量が少ない。非金属系の研削材について、熔融アルミナは他の研削材に比して硬い研削材であるため、硬度の高い鉄鋼製品、ステンレス鋼、非鉄金属製品のブラスト処理に用いられる。フェロニッケルスラグとガーネットについては、既設の鋼構造物の塗装塗替え時に一般に用いられている。

以上のように、各研削材の材料、比重、硬度、新モース硬度、ビッカース硬度形状、密度および粒径・粒度分布によって特徴が異なるため、同じブラスト処理方法であっても、鋼素地の表面粗さやアンカーパターンの形成、また、研削材、塩類や腐食生成物の鋼素

地表面への残留の程度に加えて処理能力も異なる。したがって、ブラスト処理には、対象面に対して、適切な研削材を選定することが重要になる。



図 1.2 金属系の研削材

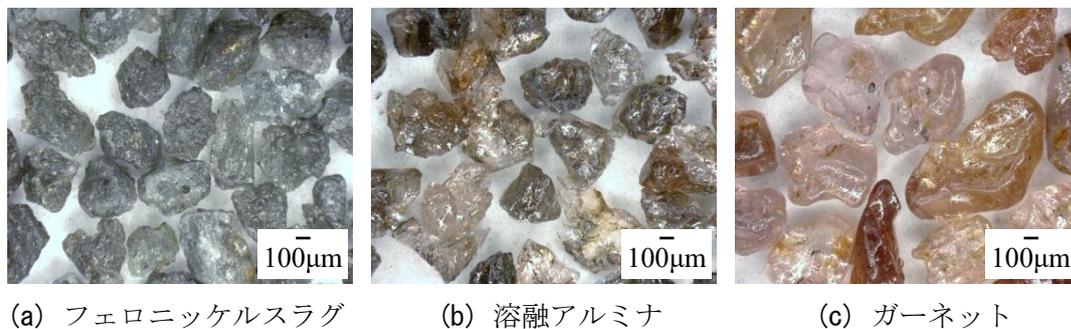


図 1.3 非金属系の研削材

表 1.1 研削材の種類と特徴 (その 1)

(a) 金属系

研削材	特 徴
スチール グリット	利点：再利用（8～10回），国産で供給が安定，循環式で使用 欠点：錆びる（粉塵も含め），価格が安定していない（鉄鉱石）， 取扱いに注意が必要（酸化熱等） 比重：7.4，見掛け密度 ¹⁾ ：3.3～3.9 (g/cm ³)， 新モース硬度 ²⁾ ：8，ビッカース硬さ ³⁾ ：800HV，
ステンレス カット ワイヤー	循環式ブラストに採用 比重：7.6，見掛け密度 ¹⁾ ：3.3～3.9 (g/cm ³) 新モース硬度 ²⁾ ：6，ビッカース硬度 ³⁾ ：400～600HV

表 1.1 研削材の種類と特徴 (その2)

(b) 非金属系

研削材	特 徴
フェロ ニッケル スラグ	利点：国内で人工的に製造されるため品質や価格および供給量が安定 欠点：粉塵が多い 比重：3, 見掛け密度 ¹⁾ ：2.8~3.2 (g/cm ³), 新モース硬度 ²⁾ ：7~8
熔融 アルミナ	利点：再利用 (4~6回), 粉塵が少, バキュームブラストに最適, 研削能力が高い 欠点：高価, 他の消耗品の消耗が激しい 比重：4, 見掛け密度 ¹⁾ ：3.3~3.9 (g/cm ³), 新モース硬度 ²⁾ ：12
ガーネット	利点：再利用 (2~3回), 錆びない 欠点：価格の変動が大きい 比重：4, 見掛け密度 ¹⁾ ：3~4 (g/cm ³), 新モース硬度 ²⁾ ：7~8

- 1) JIS Z 2504 に準ずるかさ比重測定器による見掛け密度を測定.
- 2) 引っ掻き硬度の尺度で, 滑石 (タルク) の硬度を 1 とし, ダイヤモンドの硬度を 15 とするスケール.
- 3) JIS Z 2244, 押し込み硬さの一種で, 記号 HV で表される. ダイヤモンドでできた正四角錐の剛体 (圧子) を規定される荷重 (試験力) で押し込み, 形成された正方形のくぼみ (圧痕) の面積の大小で硬度を評価.

ブラスト処理後の鋼素地品質は, 塗膜の耐久性や防食性能に著しく影響を及ぼすことが知られている[10]. 鋼素地の評価は, 各種の品質基準 (JIS, ISO, SSPC/NACE および防食便覧など) や施工要領で除せい度, 表面粗さおよび付着塩分量に基づき行われている. 除せい度については, 前述のように, 既設の塗替え塗装時の鋼素地には, 素地調整程度 1 種が求められる場合が多い. 素地調整程度 1 種はブラスト処理により, 鋼素地のさびや塗装を完全に除去し, 鋼素地面を露出させる施工処理を意味している[11]. これは国際標準化機構 (International Organization for Standardization, ISO) の ISO 8501-1 [12]に規定される Sa 2 1/2 に相当する. また, 金属溶射の鋼素地では, JIS H 8300 [13]に準拠して除せい度として最高品位である Sa 3 が求められる. しかし, 除せい度は一般に JIS Z 0313 [14]の基準である目視による ISO 8501-1 の代表写真例と比較することで評価している. この方法では外観状態の評価などが定性的であり, 調査者の主観に依るところが多い. また, 目視評価の見本は, 未腐食鋼材に対する珪砂を用いたブラスト処

表 1.2 除せい度の規格[12], [17]

除せい度		鋼材表面の状態
ISO (JIS)	SSPC	
Sa1	SP-7 ブラッシュ オフ	拡大鏡なしで、表面には目に見える油、グリース、泥土、および弱く付着したミルスケール、さび、塗膜、異物がな いこと。
Sa2	SP-6 コマーシャ ルブラスト	拡大鏡なしで、表面には目に見える油、グリース、泥土、 および弱く付着したミルスケール、さび、塗膜、異物がな いこと。残存したすべての汚れは固着したものであるこ と。
Sa 2 1/2	SP-10 ニアホワイ トメタル	拡大鏡なしで、表面には目に見える油、グリース、泥土、 および弱く付着したミルスケール、さび、塗膜、異物がな いこと。汚れの全ての残存している痕跡は、斑点あるいは すじ状の僅かな染みとしてのみ認められること。
Sa3	SP-5 ホワイトメ タル	拡大鏡なしで、表面には目に見える油、グリース、泥土、 および弱く付着したミルスケール、さび、塗膜、異物がな く、均一な金属色を呈している。

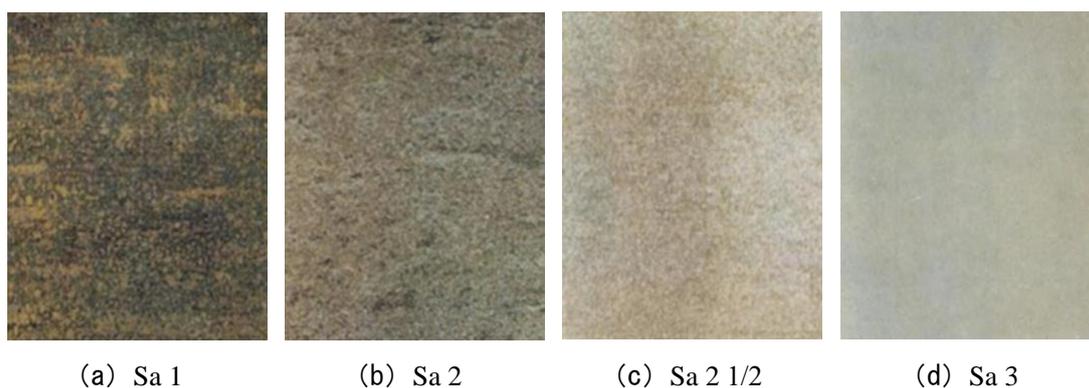


図 1.4 ISO 8501-1 の代表写真例 [12]

理による鋼素地の写真であるため、素地調整後の腐食鋼材に対する鋼素地の目視判定を適切に行うことはできない。除せい度の規格、およびその代表写真例をそれぞれ表 1.2 および図 1.4 に示す。

表面粗さの基準については、鋼道路橋防食便覧[15]では JIS B 0601 [16]の十点平均粗さ Rz_{jis} が $80\ \mu\text{m}$ 以下とされている。また、米国鋼構造物塗装協会 (The Society for protective coatings, SSPC) では、塗装前における鋼素地の算術平均粗さ Ra は $25\sim 75\ \mu\text{m}$ が適切であることを示している[17]。また、金属溶射の場合については、鋼素地の Ra が $8\ \mu\text{m}$ 以上、最大粗さ Rz が $50\ \mu\text{m}$ 以上と規定している[15]。このように、各種の品質基準や機

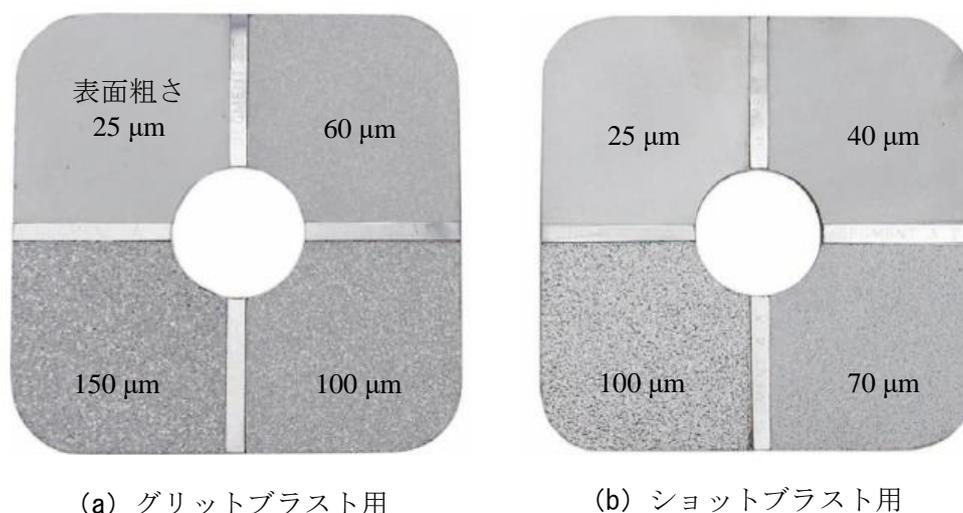


図 1.5 表面粗さのコンパレータ [14], [19]

関により表面粗さの基準はまちまちになっている。鋼素地の表面粗さの測定については、JIS B 0651[18] に示される触針式表面粗さ測定を用いた評価や、ISO 8503-1 [19]と JIS Z 0313[14]に規定されている図 1.5 に示す表面粗さの比較板（以下、コンパレータ）と比較することで目視評価するとされている。しかし、鋼橋などの鋼構造物の部材表面の粗さを触針式表面粗さ計で測定する方法は、ブラスト処理面積に比して測定範囲が著しく微小であるため、ブラスト処理した部材の全面を評価できない。また、図 1.5 に示すコンパレータを用いて表面粗さを評価する際、グリットブラスト用の場合、25、60、100 μm および 150 μm であり、ショットブラスト用の場合、25、40、70 μm および 100 μm であるため、これらの以外の表面粗さについて評価できない。さらに、除せい度と同様に、外観状態の評価などが定性的であるため、評価結果は調査者の主観に依存する。

付着塩分量については、鋼道路橋防食便覧[15]では 50 mg/m^2 以下になるまで除去する必要がある規定している。しかし、孔食部などの腐食生成物内に可溶性塩類が遍在して存在する場合、ブラスト処理などの素地調整法では除去できない。付着塩分量の評価には、ガーゼ拭き取り法と電気伝導度法などあるが、これらの方法では部材の極表層の付着塩分量を測定できるが、腐食生成物内に遍在する付着塩分量を測定することはできない。また、腐食進行により部材の表面起伏が著しくなった場合、その部位の付着塩分量測定の信頼性はさらに低下する。

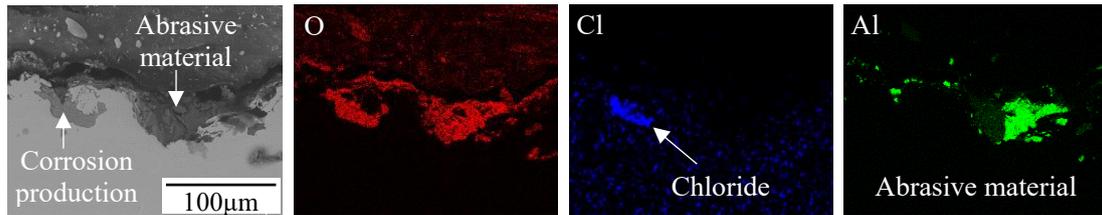


図 1.6 除せいで Sa3 でブラスト処理した鋼材断面の SEM-EDX 分析結果

腐食させた鋼材を ISO 8501-1[12]の除せいで Sa3 までブラスト処理した鋼材の断面を SEM-EDX 分析した結果を図 1.6 に示す。孔食底部には塩類や腐食生成物が残留しており、表層には研削材も残留している。このように、ブラスト処理では塩類により鋼材が重度腐食すると、孔食底部の塩類や腐食生成物を除去することが困難になる。また、塩類を腐食生成物は鋼材内部に残留するため、外観から検出することも困難である。したがって、鋼構造物の塗替え塗装の鋼素地を精度良く把握するためには、鋼素地の品質を定量評価する必要がある。さらに、素地調整程度による鋼素地内部の塩類の残留状況や発せいを検討することで、これらが塗膜の耐久性や防食性能に及ぼす影響を明らかにする必要がある。

道路橋などの既設の鋼構造物における塗替え塗装後の塗膜や金属溶射の防食性能、炭素繊維などの補修・補強材の付着性能などは、鋼素地の表面処理の品質に著しく依存する[11]。例えば、鋼素地のアンカーパターンによる表面積の増加は、塗膜の付着性向上に寄与する。一方、塗替え塗装における素地調整時に塩類が鋼素地の孔食底などに残留すると、そこを起点として腐食反応が生じる。また、塗替え塗装時に塩類が鋼素地に残留することで、塗膜下腐食が早期に発生する事例が多数報告されている。塗膜下腐食は図 1.7 に示すように、次の 1) ~3) の過程を経て、発生・進行する現象であると言われている[20], [21]。1) 鋼素地に塩類などの可溶性物質を含む腐食生成物が残留すると、鋼素地と塗膜の界面で付着不良が生じる。2) 可溶性物質に起因する浸透圧作用で塗膜表面に付着した水分が塗膜を介して鋼素地に引き込まれ、1) の付着不良の領域に水層が形成されることで、塗膜膨れが生じる。3) 塗膜膨れ内部にマイクロセル腐食が発生し、生成された Fe の酸化物が膨れ頂部に付着することで、膨れの周辺が酸化還元のカソードサイトとなるマクロセル腐食が発生する。この塗膜下腐食は図 1.8 に示すように、局部的に進行し、鋼材部材の破断の主原因になることがある。

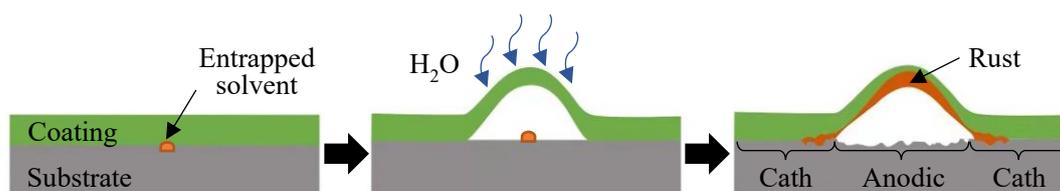


図 1.7 塗膜下腐食のメカニズム



図 1.8 塗膜下腐食の例

鋼構造物の塗替え塗装後の塗膜の耐久性や防食性能は、前述のように、ブラスト処理後の鋼素地の腐食生成物や塩類の残留に依存する。そのため、ブラスト処理後の残留塩による戻りさび（以下、ターニング）の発生前に速やかに塗装を行うことで、塗膜の耐久性や防食性能を維持できるとされている。鋼道路橋防食便覧[15]などでは、ブラスト処理後から下塗り塗装までの制限時間を規定しているが、各種基準類でまちまちである。塩類由来のターニングまでの許容時間は、温湿度、残留塩の有無や除せい度などにより異なる。例えば、残留塩が除去できていれば、高湿度環境で長時間放置しても、塗膜下腐食を早期に発生させる塩類由来のさびが生じない。

塗替え塗装時の素地調整から塗装までの作業過程を図 1.9 に示す。ブラスト処理終了から下塗り塗布までの作業行程を考慮した規定が各種要領で定められている。例えば、鋼道路橋防食便覧[15]では新設塗装系、塗り替え塗装系、溶融亜鉛めっき面では、ブラスト処理（ISO Sa 2 1/2）時の環境湿度は 85 %RH 未満とし、プライマー塗装までの許容時間は 4 時間以内（温度 20℃）として管理を行うとしている。また、ブラスト処理面積が大きく、4 時間以内に塗装が困難な場合については、1 次ブラストを行い、その後の 2 次ブラストから 4 時間以内に塗装を行うことが示されている。湿度などの環境管理を行う場合、結露が生じないこと、ターニングが発生していない場合について、当日のうちに塗装を完了させることが記載されている。一方、SSPC/NACE [22]の場合では、ブラスト処理後の鋼素地は時間における環境に大きく依存しており、湿気、汚染、

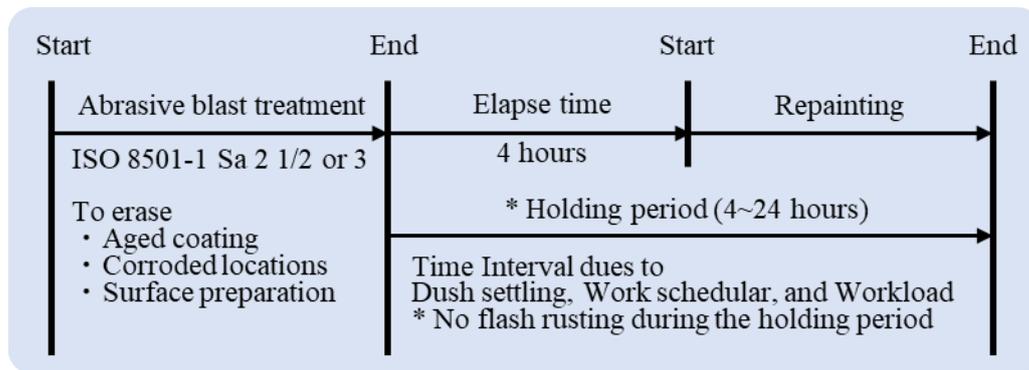
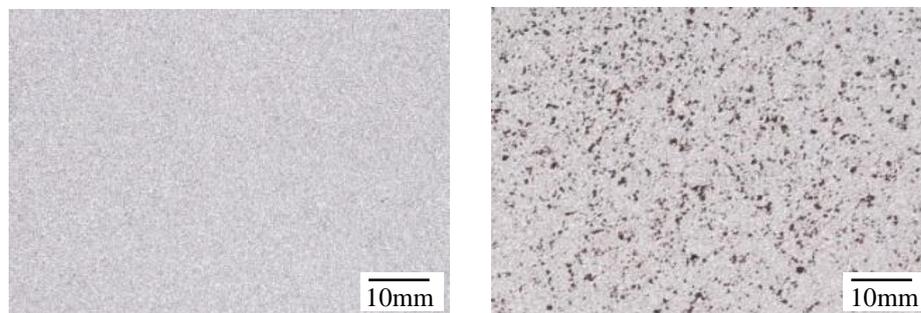


図 1.9 塗替え塗装時の作業過程



(a) ISO 8501-1 Sa 3

(b) ブラスト処理後 4 時間経過

図 1.10 清浄度 Sa 3 でブラスト処理した鋼材のターニング状況

または腐食生成物が露出するとターニングが発生すると示されている。そのため、腐食性が低い環境条件において鋼素地に汚染がない場合は、ブラスト処理後から 24 時間以内に塗装を行い、腐食しやすい環境条件では飛来塩分などによる汚染を避けるため、迅速に塗装する必要があることを示されている。このように、許容時間は 4 時間から最大 24 時間以内と定められており、著しい差異がある。しかし、現場では 4 時間以内の塗装作業が困難であるばかりではなく、この制限時間がブラスト処理後から塗装開始までか、あるいは終了までなのかについて明確に規定されていない。なお、ブラスト処理から塗替えまでの最大許容時間については、国内外で基礎研究が行われておらず、学術的根拠は示されていない。

Sa 3 でブラスト処理した腐食鋼板の 4 時間経過後のターニング状況を図 1.10 に示す。鋼素地に多数の発せいが観察される。このブラスト処理後のターニングに及ぼす経過時間の影響については検討されておらず、不明な点が多い。また、腐食部材をブラスト処理した後に、ターニングが生じることで塗膜などの防食皮膜の付着性が著しく低

下することも懸念されるが、先行研究では検討が行われていない。なお、ブラスト処理は腐食断面が減少した部材を炭素繊維で接着補強する際に、鋼材と炭素繊維の付着性を向上させる上で、電動工具などの他の素地調整法に比して有用な処理方法であると考えられる。しかし、ターニングが鋼部材と炭素繊維の接着特性に及ぼす影響については検討されていない。

近年、炭素繊維強化樹脂（以下、CFRP（Carbon Fiber Reinforced Plastics））による既設の鋼構造物の補強事例が増加している。CFRP 補強方法は腐食や疲労き裂で損傷した鋼部材に対して、高い断面補強効果を得られる[23],[24]。また、CFRP による補強方法は、環境負荷の低減、施工効率の向上、経済性などいくつかの観点からも利点がある。一方、力学的視点に基づいた研究が多数行われているが[25],[26]、CFRP と鋼材の接合部の長期的な力学性能や耐久性に関しては明らかにされていない。また、CFRP を鋼材に接着する際に用いられるエポキシ樹脂と鋼材の接着界面の劣化特性についても不明な点が多い。

1.2 既往の研究

1.2.1 ブラスト処理した鋼材の表面性状と電気化学特性

鋼素地の表面性状は、研削材、投射圧力、角度、距離および時間などのブラスト処理の諸条件に依存することが知られている[27]。研削材の影響については、研削材の粒度が大きいほど、粒形度が低くなるほど、鋼素地の線粗さのパラメータである算術平均高さ Ra は大きくなることが示されている[29]-[32]。Tshimanga ら[33]がガーネット（粒度：250～710 μm）、アルミナ（粒度：90～500 μm）およびスチールグリット（粒度：250～850 μm）を用いて、ブラスト処理（投射圧力：0.6 MPa、角度：90°、距離：310 mm、時間：28～30sec）した場合、3種類の研削材が鋼素地の表面粗さに及ぼす影響について検討している。その結果、鋼素地の面粗さのパラメータである算術平均高さ Ra が、ガーネット、アルミナ、スチールグリットの順に大きくなるとしている。アルミナの粒度がガーネットに比して小さいが、粒形は鋭い形であるため、粗さが大きいことを示している。しかし、研削材の粒度の差異が著しく大きい。研削材の粒度における投射体積、密度および衝突エネルギーなどが異なるため、研削材の粒度を同様にした条件で検討する必要がある。

投射圧力の影響については、Bobzin ら[30]は、アルミナで投射圧力を 0.4~0.6 MPa に変化させてブラスト処理（投射角度：75°，時間：60 sec）を行うことで、圧力が増加するほど、鋼素地の算術平均高さ Ra が増加することを示している。一方、Amada ら[34]は、アルミナで投射圧力を 0.3~0.7 MPa と変化させてブラスト処理（投射角度：90°，距離：10 mm）した場合について、Ra と鋼素地断面のフラクタル次元について検討している。その結果、投射圧力が増加するとともに、鋼素地の Ra は増加するが、鋼素地断面に基づく粗さのフラクタル次元は投射圧力が 0.3~0.6 MPa では増加し、0.6~0.7 MPa では減少することを示している。

投射角度の影響については、Amada ら[35],[36]は、アルミナで投射角度を 46~90°に変化させて、ブラスト処理（投射圧力：0.7 MPa，距離：100 mm，時間：60 sec）した場合について、その鋼素地の線粗さ Ra とフラクタル次元を検討している。投射角度における Ra およびフラクタル次元は同様な傾向であり、46~70°で増加するが、70~90°では減少していることを示している。また、Chander ら[29]もアルミナで投射角度を 20~90°に変化させてブラスト処理（投射圧力：0.7 MPa，距離：100 mm，時間：60 sec）を行うことで、鋼素地の Ra は、20~80°で増加するが、80~90°では減少していることを示している。しかし、Bobzin ら[30]のアルミナで投射角度 45, 75°変化させた結果（投射圧力：0.5, 0.6 MPa，距離：100 mm）および、Ghara ら[37]のアルミナで投射角度を 20~90°に変化させてブラスト処理（投射圧力：0.7 MPa，距離：120 mm，時間：45 sec）した結果については、投射角度が増加するほど、Ra が減少するとしている。これらの Amada らと Chander らによる結果は、逆の傾向になっている。

投射距離の影響については、Chander ら[29]は、投射距離を 50~200 mm に変化させてブラスト処理（投射圧力：0.7 MPa，角度：90°，時間：60 sec）した場合、鋼素地の Ra は、投射距離が 50~100 mm で増加し、100~130 mm で減少し、130 mm 以降に差異は小さいことを示している。また、Mellali ら[28]は、アルミナで投射距離を 55~255 mm まで変化させてブラスト処理（投射圧力：0.3 MPa）を行うことで、Ra は、投射距離が 55~80 mm で増加するが、80~180 mm ではほぼ同じで、180 mm 以降は減少していることを示している。

投射時間の影響については、Chander ら[29]は、アルミナで投射時間を 15~180 sec に変化させてブラスト処理（投射圧力：0.7 MPa，距離：300 mm，角度：90°）を行うことで、Ra は 15~60 sec で増加するが、60 sec 以降では同様になることを示している。

研削材とブラストの処理条件に加えて、鋼素地に研削材の残留も表面性状に影響を及ぼすと考えられる。しかし、先行研究[28], [33], [34], [38]では、ブラスト処理後の鋼素地に研削材が残留することが示されており、研削材の残留度が鋼素地の表面粗さやアンカーパターンの形成に及ぼす影響については検討されていない。また、ブラスト処理条件が鋼素地の研削材の残留度に及ぼす影響についても検討されていない。

以上のように、先行研究による鋼素地の表面粗さの傾向はまちまちであり、研削材とブラスト処理条件が鋼素地の表面性状に及ぼす影響も異なっている。先行研究では用いたノズルやブラスト機器について詳細情報が記載されておらず、多くの先行研究で実構造物に採用されているノズルが用いられていない。したがって、実構造物に採用されているノズル[39], [40]を用いることで、ブラストの諸条件が鋼素地の表面特性に及ぼす影響を検討する必要がある。

先行研究では研削材にアルミナを用いた検討が主であり、それ以外の研削材についてブラスト処理条件が鋼素地の表面特性に及ぼす影響を検討した研究はほとんどない。また、鋼素地の表面性状については、主として線粗さ Ra と面粗さ Sa により検討しており、アンカーパターンについては検討されていない。前述のように、断面から表面性状を抽出し、フラクタル次元を用いた検討もあるが、研削材の残留の影響については不明である。

ブラスト処理した鋼素地の腐食性については、ショットブラスト処理による鋼素地の表面粗さ、クレーターおよび圧縮残留応力などの影響については明らかにされている[41]-[46]。また、グリットブラスト処理した鋼素地の電気化学特性については、いくつかの研究[47]-[50]が行われている。ステンレス鋼材にブラスト処理した場合、鋼素地にナノ結晶層が形成されるため、耐食性が著しく低下する[47], [48]。一方、Ding らはブラスト処理の投射時間が増加するに伴い、アルカリ溶液中では鋼素地の耐食性は向上するが、酸性や中性溶液中では、腐食活性が増加すること示している[49]。また、Leidheiser らはアルミナでブラスト処理した鋼素地の腐食特性について検討し、アルミナが鋼素地に残留することで、初期の腐食進行性が低下することを示している[50]。しかし、先行研究では試験体の表面を機械加工することで Milling した鋼板にブラスト処理した鋼素地の表面性状、研削材の残留状況および状態が電気化学特性に及ぼす影響については不明である。また、腐食鋼板のブラスト処理後におけるターニングが鋼素地の電気化学特性に及ぼす影響については検討されていない。

1.2.2 ブラスト処理した鋼材と塗膜・エポキシ樹脂の付着挙動

ブラスト処理することで、鋼素地の表面粗さが増加し、アンカーパターンが形成されることで、鋼素地の表面積が増加する。そのため、塗料が鋼素地の凹部に侵入し、鋼素地と塗膜の付着性が向上（投錨効果）すると考えられている[51]-[56]。一方、鋼素地の表面粗さが著しく大きい場合には、標準的な塗布量に対して有効膜厚を確保できなくなる場合があり[36],[57]、その薄膜部から塗膜が早期劣化することが考えられる。このように、塗膜の付着挙動は表面性状に依存することが知られている。それで、鋼素地と塗膜の付着性を確保するために、鋼素地の表面粗さについて検討されてきた。

鋼素地の表面粗さが塗膜の付着挙動に及ぼす影響については、鋼素地の線粗さである算術平均高さ R_a と高い相関関係があり、 R_a が増加するほど、塗膜の付着強度が増加することが示されている[30],[58],[59]。一方、Anna Guzanová らは R_a が大きい鋼素地は塗膜の付着強度が増加するが、 R_a が小さくても鋼素地に複雑な起伏が多い場合に付着強度が増加するとしている[60]。しかし、鋼素地の複雑な起伏は、目視により、定性評価されている。先行研究の多くは、線粗さのパラメーターで鋼素地を定量評価しているが、アンカーパターンについては検討されていない。また、ブラスト処理した鋼素地のアンカーパターンが塗膜の付着挙動に及ぼす影響についても不明である。

鋼素地に研削材が残留する場合には、研削材が塗膜の付着強度を低下させると言われている[58]。一方、研削材の残留が塗膜の付着性に影響を及ぼさないとの検討結果もあるが[51]、詳細な原因が示されていない。また、研削材の残留状況が塗膜の付着特性に及ぼす影響については検討されていない。

鋼素地とエポキシ樹脂の付着挙動に及ぼす影響については、CFRP は強度や耐食性に加え、力学性能に優れているため、鋼構造物の補修・補強材として採用されてきた[61],[62]。一般に CFRP は鋼構造物にエポキシ樹脂を用いて鋼部材に接着される。鋼構造物と CFRP の接着界面の耐久性を長期維持するためには、鋼部材を適切に素地調整することが不可欠である[63]。また、鋼材をブラスト処理することで、鋼素地とエポキシ樹脂の付着力を向上できる[64]-[67]。Yang らはディスクサンダー、ワイヤブラシおよびブラスト処理で素地調整した鋼素地と CFRP 接着ジョイントの界面結合挙動についてを検討した。その結果、ブラスト処理した鋼素地の表面が複雑で大きい粗さを形成されるため、他の素地調整法に比べて結合挙動と引張強度が高いことを示した[67]。表面粗さは鋼素地とエポキシ樹脂の付着面積を増加し、嵌合効果で付着力を増加させるため、エ

ポキシ樹脂の付着性に影響を及ぼす重要なパラメータである[68]。一方、Harrisらは溶解アルミナ（褐色，紅色，白色）を用いてブラスト処理した鋼素地を対象にして，エポキシ樹脂の付着性を検討した。その結果，研削材の粒子の大きさ，および粒形度による鋼素地の表面性状の変化は，エポキシ樹脂の付着強度にほとんど影響を及ぼさないことを示した[69]。しかし，研削材やブラスト処理条件がエポキシ樹脂の付着性に及ぼす影響については，明らかにされていない。また，ブラスト処理した鋼材表面のアンカーパターンと研削材の残留領域におけるエポキシ樹脂の浸透性については検討されていない。

以上のように，先行研究では，腐食部材を対象とした検討はほとんど行われておらず，鋼素地に残留した腐食生成物や塩類がエポキシ樹脂の付着挙動に及ぼす影響については検討されていない。

1.3 研究の目的

本研究では，新設と既設の鋼構造物における素地調整の品質を確保するために重要になるブラスト処理した鋼材の表面特性を解明することを目的とした。そのために，実構造物に採用されているブラストノズルを用いて，研削材や投射圧力，角度，および距離のブラスト処理の諸条件をパラメトリックに変化させて，ブラスト処理した鋼板試験体を製作した。この鋼板を用いて，ブラスト処理の諸条件が表面性状，電気化学特性および塗膜やエポキシ樹脂の引張付着挙動に及ぼす影響を明らかにした。また，重度腐食した鋼構造物を対象として，ブラスト処理後に鋼素地に発生するターニングの特性，およびターニングした鋼素地が塗膜やエポキシ樹脂の引張付着挙動に及ぼす影響を明らかにした。

1.4 本論文の構成

本論文は第1章から第7章までの7つの章で構成されている。本論文の構成を図1.11に示すとともに、各章の概要は以下のとおりである。

第1章では、本論文の研究の背景および目的について述べるとともに、鋼素地の品質評価、および塗替え塗装時の素地調整方法などの課題点について述べた。また、本論文に関連する先行研究であるブラスト処理条件が鋼材の表面性状、鋼素地の電気化学特性および塗膜・エポキシ樹脂の付着挙動に関する調査・研究などについて述べた。

第2章では、研削材、投射角度、距離および投射時間のブラスト処理の諸条件が鋼材の表面性状および研削材の残留状況に及ぼす影響を検討した。ブラスト処理後の鋼材の表面性状については、線・面粗さの測定に加えて、アンカーパターンをフラクタル次元に基づき定量評価した。また、鋼素地の研削材の残留を検討するため、金属組織分析とSEM-EDX分析を行うことで、残留している研削材が鋼材の表面性状に及ぼす影響について明らかにした。

第3章では、ブラスト処理した鋼材と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動を解明するため、引張付着試験を行った。また、第2章で明らかにしたブラスト処理した鋼材の表面性状、および研削材の残留が塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動に及ぼす影響を解明するため、鋼素地とエポキシ樹脂の表面起伏の外形線のフラクタル次元を算出し、SEM-EDX分析を行うことで、鋼素地とエポキシ樹脂の付着メカニズムを検討した。

第4章では、ブラスト処理の諸条件が鋼材の腐食特性に及ぼす影響を解明するため、鋼素地の分極曲線とインピーダンスの測定を行った。また、第2章で明らかにしたブラスト処理条件による鋼材の表面性状、および研削材の残留の検討結果に基づき、鋼素地の状態と電気化学特性の相関を明らかにした。

第5章では、ブラスト処理した腐食鋼材のターニング特性を解明した。まず、第2章で明らかにした鋼材の表面粗さや研削材の残留がターニングの経時挙動に及ぼす影響を検討するため、腐食面積と起点数の評価に加え、空間統計学的手法である空間点過程により腐食発生分布を分析した。さらに、ターニングした鋼素地の表面活性を電気化学的に評価した。

第6章では、ブラスト処理後、ターニングした鋼素地と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動を解明するため、引張付着試験を行った。また、第5章で明らかにした鋼素地の

第1章 序論

ターニング特性が塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動に及ぼす影響を解明した上で、ターニングの面積と引張付着強度の相関性を示した。

第7章では、本研究で得られた知見について総合的に整理し、ブラスト処理した鋼材の表面特性について結論を示した。

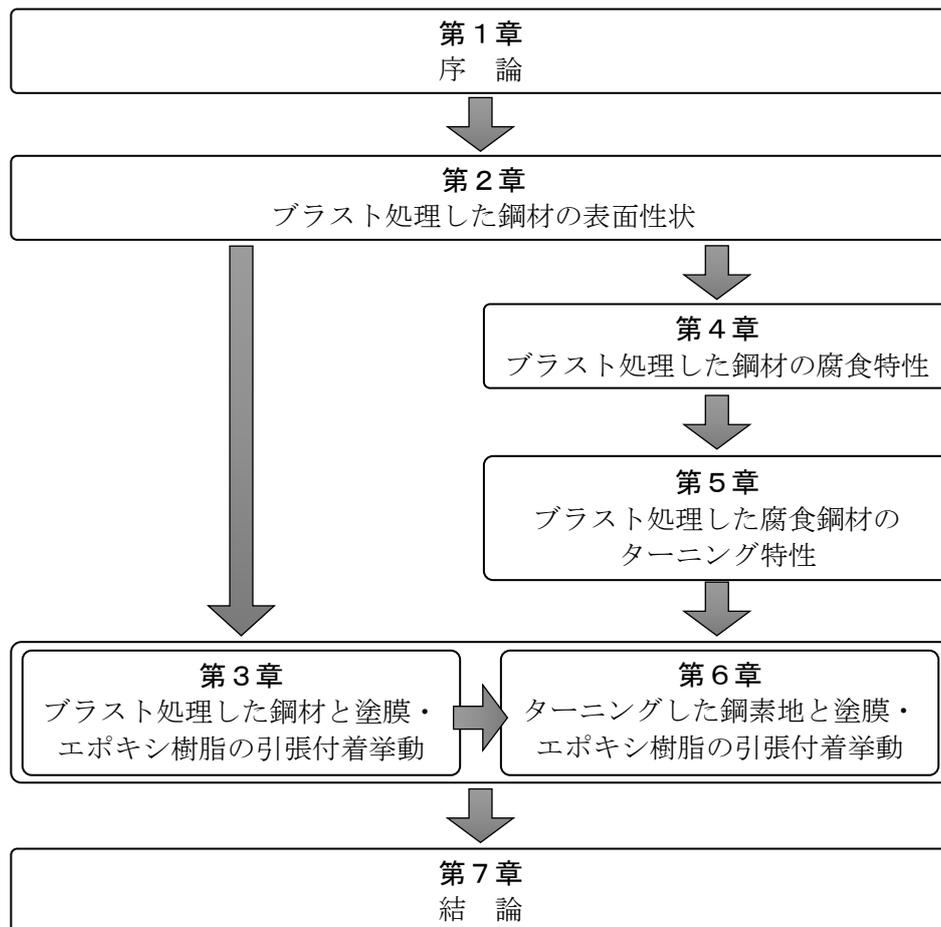


図 1.11 本論文の構成

参考文献

- [1] 国土交通省資料，道路メンテナンス年報，2021.9.17 更新
- [2] 鋼構造委員会鋼橋の余寿命評価小委員会：鋼橋の劣化現象と損傷の評価，土木学会論文集，No.501/I-29，pp.21-36，1994.
- [3] 国土交通省道路局：道路橋定期点検要領，2014.
- [4] 国土交通省：国土交通省所管分野における社会資本の将来の維持管理・更新費の推計，2018.
- [5] 藤原博，田原芳雄：鋼橋塗装の長期防食性能の評価に関する研究，土木学会論文集，No.570/I-40，pp.129-140，1997.
- [6] 社団法人日本道路協会：鋼道路橋塗装・防食便覧.
- [7] 伊藤義人，金仁泰，貝沼重信，門田佳久：素地調整が異なる塗装鋼板の腐食劣化に関する基礎的研究，土木学会論文集，No.766/I-68，pp.291-307，2004.
- [8] 杉田悠貴，香川紳一郎，伊礼貴幸：鋼橋の塗装塗替長期化に向けた取り組み事例：鋼橋に存在する維持管理困難部位と腐食の要因別損傷傾向（特集 橋梁），一般社団法人日本建設機械施工協会誌，建設機械施工，Vol.71，No.5，pp.78-83，May 2019.
- [9] 藤原博，三宅将：鋼橋塗膜の劣化度評価と寿命予測に関する研究，土木学会論文集，No.696/I-58，pp.111-123，2002.
- [10] 関西鋼構造物塗装研究会：塗る やさしい塗装のはなし，2004.
- [11] 土木学会：大気環境における鋼構造物の防食性能回復の課題と対策，鋼構造シリーズ 30，丸善，2019.
- [12] ISO 8501-1 : Preparation of steel substrates before application of paints and related products — Visual assessment of surface cleanliness — Part 1 : Rust grades and preparation grades of uncoated steel substrates and of steel substrates after overall removal of previous coatings, 2007.
- [13] (一財) 日本工業規格 : JIS H 8300 「亜鉛，アルミニウム及びそれらの合金溶射」，2011.
- [14] (一財) 日本工業規格 : JIS Z 0313 「素地調整用ブラスト処理面の試験及び評価方法」，2004.

- [15] 日本道路協会：鋼道路橋防食便覧，2014.
- [16] (一財)日本工業規格：JIS B 0601「製品の幾何特性仕様 (GPS) —表面性状：輪郭曲線方式—用語，定義及び表面性状パラメータ」，2013.
- [17] The Society for Protective Coatings (SSPC) : Joint Surface Preparation Standard, NACE No.2/SSPC-SP10: Near-White Metal Blast Cleaning, 2007.
- [18] (一財)日本工業規格：JIS B 0651「製品の幾何特性仕様 (GPS) —表面性状：輪郭曲線方式-触針式表面粗さ測定機の特性」，2001.
- [19] ISO 8503-1 : Preparation of steel substrates before application of paints and related products — Surface roughness characteristics of blast-cleaned steel substrates — Part 1 : Specifications and definitions for ISO surface profile comparators for the assessment of abrasive blast-cleaned surfaces, 2012.
- [20] 増子昇：塗膜下腐食の発生と進行，防食技術，Vol.30, No.12, pp.699-704, 1981.
- [21] Funke, W.: Blistering of paint films and filiform corrosion, Progress in Organic coatings, Vol.9, No.1, pp.29-46, 1981.
- [22] NACE Publication 6A 192/SSPC-TR 3-2000, Dehumidification and Temperature Control During Surface Preparation, Application, and Curing for Coatings/Linings of Steel Tanks, Vessels, and Other Enclosed Spaces.
- [23] Li, A., Xu, S., Wang, H., Zhang, H., Wang, Y.: Bond behaviour between CFRP plates and corroded steel plates. Composite Structures, 220, pp.221-235, 2019.
- [24] Wu, C., Yu, Y. Z., Tam, L. H., Orr, J., & He, L.: Effect of glass fiber sheet in adhesive on the bond and galvanic corrosion behaviours of CFRP-Steel bonded system, Composite Structures, 259, 113218, 2021.
- [25] Miller, T. C., Chajes, M. J., Mertz, D. R., Hastings, J. N.: Strengthening of a steel bridge girder using CFRP plates, Journal of bridge engineering, 6(6), pp.514-522, 2001.
- [26] Jiao, H., Zhao, X. L.: CFRP strengthened butt-welded very high strength (VHS) circular steel tubes. Thin-walled structures, 42(7), pp.963-978, 2004.
- [27] 貝沼重信，キムアラン，池田龍哉，小寺健史：ブラスト処理の研削材と施工条件が鋼素地性状と研削材の残留状況に及ぼす影響，防錆管理，Vol.63, No.8, pp.285-300, 2019.

-
- [28] Mellali, M., Grimaud, A., Leger, A. C., Fauchais, P., Lu, J.: Alumina grit blasting parameters for surface preparation in the plasma spraying operation, *Journal of Thermal spray technology*, Vol.6, No.2, pp.217-227, 1997.
- [29] Chander, K. P., Vashista, M., Sabiruddin, K., Paul, S., Bandyopadhyay, P. P.: Effects of grit blasting on surface properties of steel substrates, *Materials & Design*, Vol.30, No.8, pp.2895-2902, 2009.
- [30] Bobzin, K., Öte, M., Linke, T. F., Sommer, J., Liao, X.: Influence of process parameter on grit blasting as a pretreatment process for thermal spraying, *Journal of thermal spray technology*, Vol.25, No.1, pp.3-11, 2016.
- [31] Desale, G. R., Gandhi, B. K., Jain, S. C.: Effect of erodent properties on erosion wear of ductile type materials, *Wear*, Vol.261, No.7-8, pp.914-921, 2006.
- [32] Maková, I., Sopko, M.: Effect of blasting material on surface morphology of steel sheets, *Acta Metallurgica Slovaca*, Vol.16, No.2, pp.109-115, 2010.
- [33] Tshimanga, N. L., Combrink, G. A., Kalenga, M. W.: Surface morphology characterization of grade 304L stainless steel after abrasive blasting, *Materials Today: Proceedings*, Vol.38, pp.544-548, 2021.
- [34] Amada, S., Yamada, H.: Introduction of fractal dimension to adhesive strength evaluation of plasma-sprayed coatings, *Surface and Coatings Technology*, Vol.78, No.1-3, pp.50-55, 1996.
- [35] Amada, S., Hirose, T.: Planar fractal characteristics of blasted surfaces and its relation with adhesion strength of coatings, *Surface and Coatings Technology*, Vol.130, No.2-3, pp.158-163, 2000.
- [36] Amada, S., Satoh, A.: Fractal analysis of surfaces roughened by grit blasting, *Journal of Adhesion Science and Technology*, Vol.14, No.1, pp.27-41, 2000.
- [37] Ghara, T., Paul, S., Bandyopadhyay, P. P.: Effect of grit blasting parameters on surface and near-surface properties of different metal alloys, *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol.30, No.1, pp.251-269, 2021.
- [38] Hagen, C. M. H., Hognestad, A., Knudsen, O. Ø., Sørby, K.: The effect of surface roughness on corrosion resistance of machined and epoxy coated steel, *Progress in Organic Coatings*, Vol.130, pp.17-23, 2019.

- [39] Settles, G. S., Garg, S.: A scientific view of the productivity of abrasive blasting nozzles, *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol.5, No.1, pp.35-41, 1996.
- [40] Momber, A. W., Marquardt, T.: Statistical investigations into the flow of copper slag abrasive particles through a blast-cleaning metering system, *Powder Technology*, Vol.301, pp.179-185, 2016.
- [41] Kovacı, H., Bozkurt, Y. B., Yetim, A. F., Aslan, M., Çelik, A.: The effect of surface plastic deformation produced by shot peening on corrosion behavior of a low-alloy steel, *Surface and Coatings Technology*, Vol.360, pp.78-86, 2019.
- [42] Pour-Ali, S., Kiani-Rashid, A. R., Babakhani, A.: Surface nanocrystallization and gradient microstructural evolutions in the surface layers of 321 stainless steel alloy treated via severe shot peening, *Vacuum*, Vol.144, pp.152-159, 2017.
- [43] Azar, V., Hashemi, B., Yazdi, M. R.: The effect of shot peening on fatigue and corrosion behavior of 316L stainless steel in Ringer's solution, *Surface and Coatings technology*, Vol.204, No.21-22, pp.3546-3551, 2010.
- [44] Hashemi, B., Yazdi, M. R., Azar, V.: The wear and corrosion resistance of shot peened–nitrided 316L austenitic stainless steel, *Materials & Design*, Vol.32, No.6, pp.3287-3292, 2011.
- [45] Wang, T., Yu, J., Dong, B.: Surface nanocrystallization induced by shot peening and its effect on corrosion resistance of 1Cr18Ni9Ti stainless steel, *Surface and Coatings Technology*, Vol.200, No.16-17, pp.4777-4781, 2006.
- [46] Bagherifard, S., Hickey, D. J., Fintová, S., Pastorek, F., Fernandez-Pariente, I., Bandini, M., Guagliano, M.: Effects of nanofeatures induced by severe shot peening (SSP) on mechanical, corrosion and cytocompatibility properties of magnesium alloy AZ31, *Acta biomaterialia*, Vol.66, pp.93-108, 2018.
- [47] Wang, X. Y., Li, D. Y.: Mechanical and electrochemical behavior of nanocrystalline surface of 304 stainless steel, *Electrochimica Acta*, Vol.47, No.24, pp.3939-3947, 2002.
- [48] Hou, J., Fu, X., Chung, D. D. L.: Improving both bond strength and corrosion resistance of steel rebar in concrete by water immersion or sand blasting of rebar, *Cement and concrete research*, Vol.27, No.5, pp.679-684, 1997.

- [49] Ding, L., Poursaeed, A.: The impact of sandblasting as a surface modification method on the corrosion behavior of steels in simulated concrete pore solution, *Construction and Building Materials*, Vol.157, pp.591-599, 2017.
- [50] Leidheiser Jr, H., Musić, S., McIntyre, J. F.: The improved corrosion resistance of steel in water after abrasive blasting with alumina, *Corrosion science*, Vol.24, No.3, pp.197-201, 1984.
- [51] Momber, A. W., Koller, S., Dittmers, H. J.: Effects of surface preparation methods on adhesion of organic coatings to steel substrates, *Journal of Protective Coatings and Linings*, Vol.21, No.11, pp.44-50, 2004.
- [52] 森猛, 田坂康介, 一宮充, 小笠原照夫: 鋼材の表面粗さパラメータと高力ボルト摩擦接合継手のすべり係数, *土木学会論文集, A1 (構造・地震工学)*, Vol.67, No.2, pp.446-453, 2011.
- [53] 青木茂: ブラスト仕上げ面の定量的評価, *実務表面技術*, Vol.28, No.9, pp.412-418, 1981.
- [54] 佐藤靖: ブラスト表面の粗さと塗膜性能, *実務表面技術*, Vol.31, No.7, pp.318-323, 1984.
- [55] 廣田信義: ブラスト処理と塗膜付着性について, *実務表面技術*, Vol.21, No.1, pp.15-21, 1974.
- [56] 青木茂: 鋼材表面の汚れの除去, *マテリアルライフ*, Vol.9, No.4, pp.166-170, 1997.
- [57] 桐村勝也: 表面アラサと塗膜厚, *実務表面技術*, Vol.18, No.7, pp.334-340, 1971.
- [58] Griffiths, B. J., Gawne, D. T., Dong, G.: The erosion of steel surfaces by grit-blasting as a preparation for plasma spraying, *Wear*, Vol.194, No.1-2, pp.95-102, 1996.
- [59] Griffiths, B. J., Gawne, D. T., Dong, G.: A definition of the topography of grit-blasted surfaces for plasma sprayed alumina coatings, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, Vol.121, No.1, pp.49-53, 1999.
- [60] Guzanová, A., Brezinová, J., Draganovská, D., Jaš, F.: A study of the effect of surface pre-treatment on the adhesion of coatings, *Journal of Adhesion Science and Technology*, Vol.28, No.17, pp.1754-1771, 2014.

- [61] Li, A., Xu, S., Wang, H., Zhang, H., Wang, Y.: Bond behaviour between CFRP plates and corroded steel plates, *Composite Structures*, Vol.220, pp.221-235, 2019.
- [62] 杉浦江, 小林朗, 稲葉尚文, 本間淳史, 大垣賀津雄, 長井正嗣: 鋼部材腐食損傷部の炭素繊維シートによる補修技術に関する設計・施工法の提案, *土木学会論文集 F*, Vol.65, No.1, pp.106-118, 2009.
- [63] Baldan, A.: Adhesively-bonded joints and repairs in metallic alloys, polymers and composite materials: Adhesives, adhesion theories and surface pretreatment, *Journal of materials science*, Vol.39, pp.1-49, 2004.
- [64] Critchlow, G. W., Yendall, K. A., Bahrani, D., Quinn, A., Andrews, F.: Strategies for the replacement of chromic acid anodising for the structural bonding of aluminium alloys, *International Journal of Adhesion and Adhesives*, Vol.26, No.6, pp.419-453, 2006.
- [65] Wang, B., Bai, Y., Hu, X., Lu, P.: Enhanced epoxy adhesion between steel plates by surface treatment and CNT/short-fibre reinforcement, *Composites Science and Technology*, Vol.127, pp.149-157, 2016.
- [66] Rudawska, A.: Selected aspects of the effect of mechanical treatment on surface roughness and adhesive joint strength of steel sheets, *International journal of adhesion and adhesives*, Vol.50, pp.235-243, 2014.
- [67] Yang, M., Kainumaa, S., Xie, J., Liua, W., Liu, Y.: Bond behavior between CFRP and corroded steel plate associations with surface treatments, *Composites Part B: Engineering*, Volume 246, November 2022, 110280
- [68] Petrie, E. M.: *Handbook of adhesives and sealants*, McGraw-Hill Education, 2007.
- [69] Harris, A. F., Beevers, A.: The effects of grit-blasting on surface properties for adhesion, *International journal of adhesion and adhesives*, Vol.19, No.6, pp.445-452, 1999.

第2章 ブラスト処理した鋼材の表面性状

2.1 はじめに

鋼素地調整の品質は、研削材やブラスト処理条件に依存しているため、研削材や投射の圧力、角度および距離などのブラスト条件が鋼材の表面特性に及ぼす影響を解明した上で、ブラスト処理の施工管理と品質管理を適正に行うことが重要になる[1]。前述したように、研削材の形状、粒子径、比重および仕様によって研削能力は著しく異なるため、同様なブラスト処理条件でも、鋼材に形成される表面性状は著しく変わると考えられる。また、投射圧力、角度および距離の処理条件が鋼材の表面性状に形成される複雑なアンカーパターン、研削材の残留が鋼材の表面性状に及ぼす影響については十分に明らかにされていない。さらに、塗膜や金属溶射の防食性能、炭素繊維などの補修・補強材の付着性能を向上されるアンカーパターンの形や傾向について研究されていない。そのため、ブラスト処理条件が鋼材の表面特性に及ぼす影響を明らかにする必要がある。

第2章では、基礎的研究の位置づけとして、ブラストの処理条件が鋼材の表面性状および研削材の残留度に及ぼす影響を研削材、投射角度、距離および投射時間をパラメトリックに変化させて検討した。ブラスト処理後の鋼材の表面性状については、線粗さと面粗さを測定に加えて、アンカーパターンをフラクタル次元に基づき定量評価した。また、鋼素地に研削材の残留を検討するため、エッチングと SEM-EDX 分析を行うことで、残留している研削材が鋼材の表面性状に及ぼす影響について明らかにした。

2.2 試験体

試験体の供試鋼材には、板厚 6 mm の JIS G 3106 SM490A の鋼板 (寸法 : 70 × 70 mm) を用いた。供試鋼材の化学成分を表 2.1 に示す。鋼材表面の不整がブラスト処理後の表面性状に及ぼす影響を極力小さくするために、鋼板表面をフライス盤を用いて、深さ 0.1 mm まで切削することで機械加工した。なお、刃材質はサーメット、切削径は 50 mm

表 2.1 供試鋼材の化学成分 (mass%)

C	Si	Mn	P	S
0.18	0.19	1.33	0.014	0.003

第2章 ブラスト処理した鋼材の表面性状

とした。また、切削速度と回転数は、それぞれ 215 m/min と 1,369 rev./min とした。鋼板表面を切削後、加工表面の粗さを触針式表面粗さ測定機 (SJ-210, 測定力: 0.75 mN, スタイラス先端形状: 2 μ m R 60°, 測定速度: 0.5 mm/s) で測定し、線粗さである算術平均高さ Ra が 1 μ m 以下となった鋼板のみを試験体に用いた。以下、この機械加工した鋼板を Milling 鋼板と呼ぶ。

本研究では実構造物におけるブラストの処理条件を再現するために、国内外で一般に用いられているハイスピードベンチュリノズル型 (SN156-550AP, 内径: 7.9 mm, 長さ: 148 mm) を用いた。また、ブラストのシステムには、投射圧力を継続的に確保するため、高圧エアブラストタンク (BP-110 型) およびスクリュコンプレッサー (SASG19RD, 空気量: 2 m³/min, 吐出圧力: 1.4 MPa) を 2 台同時に用いた。なお、ブラスト機器のメタリングバルブ (Thompson Valve II) を調整することで、ノズルから投射される研削材量を一定にした。

研削材には、研削効果と施工効率が高いグリット形とし、金属系と非金属系を選択した。金属系の研削材として新設橋梁に一般的に採用されるスチールグリットを選択した。また、非金属系の研削材として既設橋梁でバキュームブラストなどに採用されており、モース硬度が比較的高い溶融アルミナを選択した。各研削材の外観、仕様および化学成分をそれぞれ図 2.1 および表 2.2 に示す。各研削材の粒度 d の差異の影響を低減するために、 d は全体の 90 %以上を 425 μ m の粒度とした。各研削材の粒度分布を図 2.2 に示す。

本試験におけるブラストの処理条件は、鋼橋で一般に用いられている諸条件に基づき、投射の圧力 (投射体積)、角度 (試験体の表面を推定とした角度)、距離および投射時間とした。投射圧力は国内で一般的に採用されている 0.7 MPa を基準とした。また、各研削材の投射体積を 3.83 l/min に同様にした。投射角度は塗膜を除去する場合は一般的に 30~60°の条件で施工されるため、30, 60°に 90°を追加した計 3 種類とした。投射距離は一般に塗膜や孔食が存在する場合は 100~200 mm, 広範囲を施工する場合は 500 mm 程度以下であるため、その中間距離の 300 mm を追加して、100, 200, 300 mm 及び 500 mm の計 4 種類とした。また、研削材の投射時間は、予備試験による投射時間と粗さの関係に基づき、鋼材表面の線粗さ Ra に影響を及ぼさなくなる投射時間を検討した結果から 5 sec とした。研削材の投射時間は、ノズル前方に設置したシャッターを開閉することで管理した。コンプレッサーの圧力値とノズル直近で測定した圧力の

差異は無かったため、高圧ホースやバルブ等による圧損は生じていない。ブラスト処理の終了後、鋼素地をエアークリーンした。

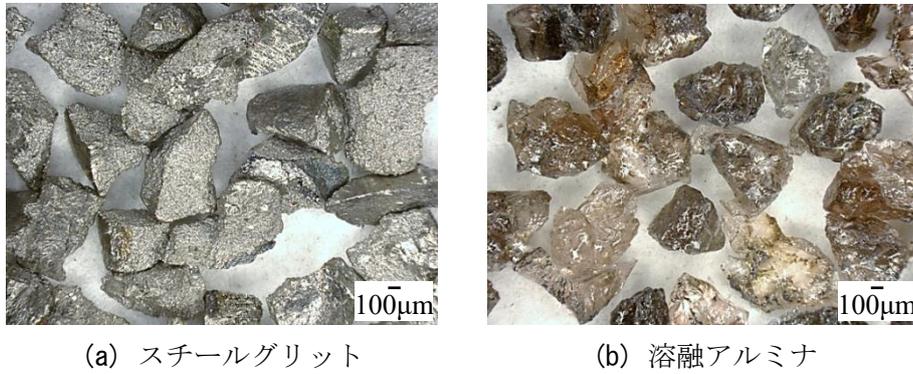


図 2.1 各研削材の外観

表 2.2 研削材の仕様および化学成分

(a) スチールグリット

Material	Specific gravity (g/cm ³)	Bulk density (kg/dm ³)	Mohs hardness	Composition (mass%)					
				Fe	C	Si	Mg	P	S
Metallic	7.4	3.59	10	bal	1.20	0.40	0.35	0.05	0.05

(b) 溶融アルミナ

Material	Specific gravity (g/cm ³)	Bulk density (kg/dm ³)	Mohs hardness	Composition (mass%)				
				Al ₂ O ₃	SiO ₂	Fe ₂ O ₃	MgO	CaO
Non-Metallic	4.0	1.89	12	94.0	1.76	0.89	0.37	0.47

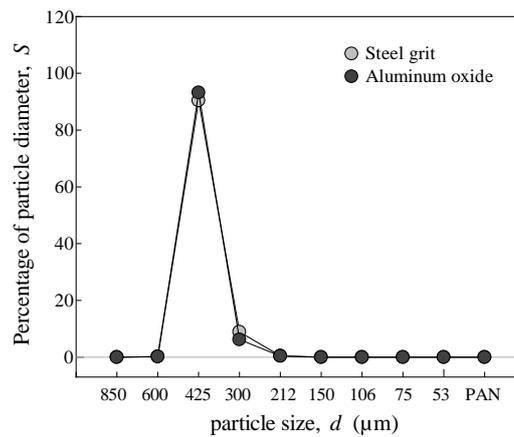


図 2.2 各研削材の粒度分布

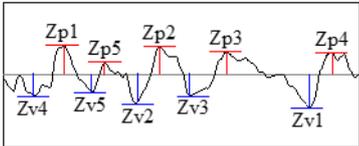
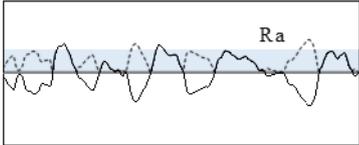
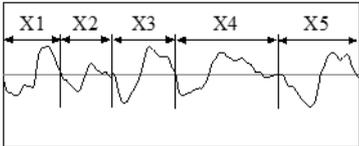
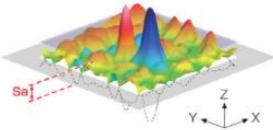
2.3 測定・分析方法

2.3.1 鋼素地の表面性状の測定

ブラスト処理後の鋼素地の表面性状を検討するため、触針式表面粗さ測定機（以下、CSR）と3次元形状測定レーザー顕微鏡（OLS4500、平面分解能：0.12 μm、Z方向表示分解能：1 nm、対物レンズ：20倍）（以下、LSCM）を用いて測定した。基線長は測定方法によらず 10 mm とした。CSR の場合、試験体の中央部の 11 line を測定した。なお、LSCM の場合、試験体の中央部の 10×0.6 mm の領域を測定した後、その領域中に等間隔に 11 line を抽出した。線粗さは、それぞれの測定方法により得られた 11 line の平均値を算出した。

線粗さのパラメーターは、表面起伏の高さ方向を対象とした十点平均粗さ Rzjis、算術平均高さ Ra および横方向に対応する平均長さ RSm について評価した[2]。また、線粗さの Ra に対応する三次元に拡張した算術平均高さ Sa を算出した[3]。Sa は LSCM を用いて測定した対象領域において平均面からの高低差の絶対値を示す。線粗さと面粗さのパラメーターを表 2.3 に示す。

表 2.3 線粗さと面粗さのパラメーター

	10-point mean roughness Rzjis	$Rzjis = \frac{1}{5} \sum_{j=1}^5 (Z_{pj} + Z_{vj})$	
Linear roughness	Arithmetic mean deviation Ra	$Ra = \frac{1}{l} \int_0^l Z(x) dx$	
	Mean width RSm	$RSm = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^m X_{si}$	
Areal roughness	Arithmetical mean height Sa	$Sa = \frac{1}{A} \iint_A Z(x, y) dx dy$	

2.3.2 研削材の残留性状の分析

ブラスト処理した鋼素地に研削材の残留性状を検討するため、SEM-EDX (SU3500) を用いて分析した。研削材の残留度は鋼素地の投射中央を低真空の条件の下で SEM により鋼素地の表面と断面を観察した後、EDX により元素分析することで検討した。元素マッピングは、各研削材の主成分である Fe、O および Al について行った。

一方、研削材にスチールグリットを用いた場合、表 2.1 と表 2.2 (a) に示すように、試験体に用いた鋼材とスチールグリットの化学成分は同様であるため、サンプルをエッチングすることで、鋼材とスチールグリットを観察した。エッチングは鋼素地断面のサンプルを SiC 研磨紙#220 番、ダイヤモンドの粒度 9, 3 μm および 1 μm 順に研磨後、ナイトールをエッチング液として塗布し、その後、イオン交換水で洗浄した。断面観察には、デジタルマイクロスコープ (HRX-01, 高解像度電動レボズームレンズ: HR-2500E) を用いた。

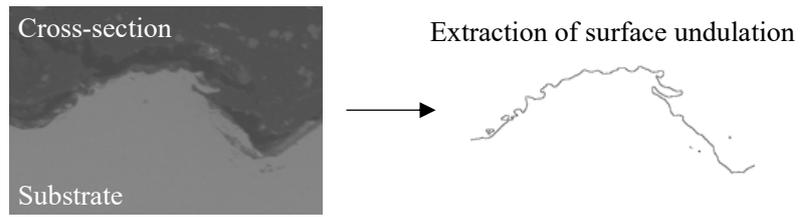
2.3.3 鋼素地のアンカーパターンの分析

Amada らは、研削材に溶融アルミナを用いてブラスト処理した鋼素地の表面性状がフラクタル次元で定量評価できることが示されている[4]。そこで、本研究ではブラスト処理後に研削材の残留の影響を除いた鋼素地自体の表面性状およびアンカーパターンを定量評価するため、自己相似性を示すパラメータであるフラクタル次元 D_B を Box-counting 法を適用することで算出した[5], [6]。

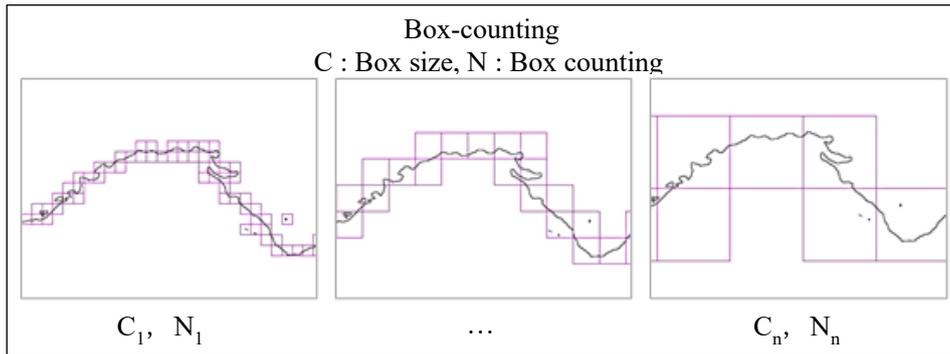
D_B の算出手順は以下のとおりである。 D_B の算出手順を図 2.3 に示す。

- 1) 2.3.1 に示した LSCM で測定した表面性状、および図 2.3 (a) に示すように断面サンプルの SEM 画像から表面性状を 2 値化処理することで、研削材を除く鋼素地自体の表面起伏を抽出する。
- 2) 1) に示した各抽出した表面起伏の線に対して、Box-counting 法を適用する。まず、図 2.3 (b) に示すように、ボックスの寸法 C を変化させ、表面起伏の線をボックスで覆い、そのボックス個数 N をカウントする。
- 3) 2) のボックスの寸法 C_n と個数 N_n の関係を図 2.3 (c) に示す直線の傾きから式 2.1 を用いて、 D_B を算出する[7], [8]。

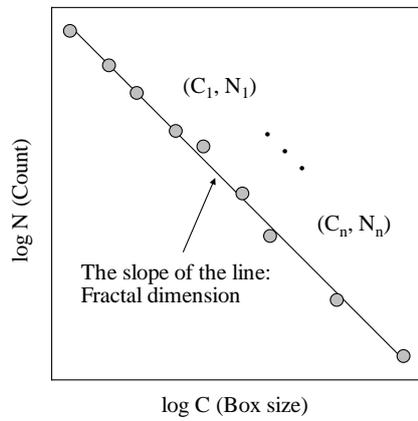
$$D_B = \log N / \log (1 / C) \quad (2.1)$$



(a) 表面性状の2値化



(b) 表面起伏線の Box-counting



(c) ボックスの寸法と個数の関係

図 2.3 フラクタル次元の算出方法

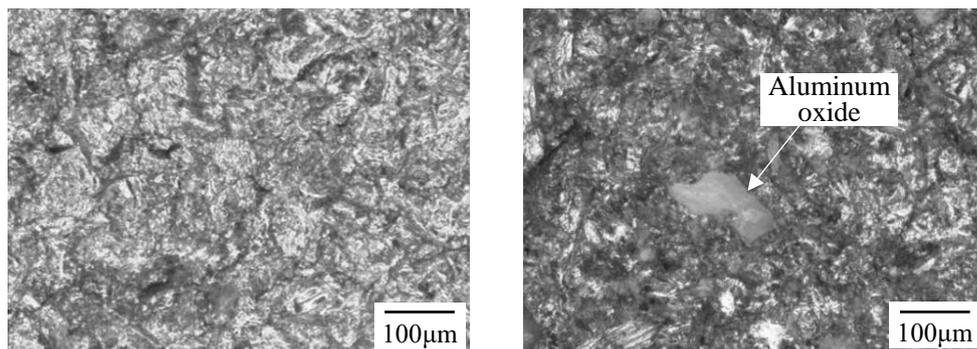
2.4 ブラスト処理条件が鋼素地の表面性状に及ぼす影響

2.4.1 鋼素地の表面性状

ブラスト処理後の鋼素地の外観を図 2.4 に示す。ここでは、投射の角度 θ と距離 l をそれぞれ 60° と 300 mm にして、各研削材を変化させてブラスト処理した場合について示している。各研削材による鋼素地の光沢度は異なっており、研削材にスチールグリットを用いてブラスト処理した鋼素地が熔融アルミナの場合に比して高い光沢を示している。一方、熔融アルミナの場合には、鋼素地に研削材の粒子が観察される。

3次元形状測定レーザー顕微鏡 LSCM で測定したブラスト処理後の鋼素地の表面性状、およびその中央部の平均高さに対する断面の粗さプロファイル（基線長： 10 mm ）を表 2.4 と表 2.5 に示す。断面の粗さプロファイルについては、黒線は断面粗さを示し、赤線は粗さより大きな間隔で起こる表面の周期的な起伏であるうねり曲線を示している。ここでは、各研削材、投射の角度 θ と距離 l を変化させた結果を示している。 θ と l における鋼素地の表面性状と粗さプロファイルは、各研削材によらず同様である。

表 2.4 と表 2.5 に示すように、 l を 300 mm にして、 θ を $30\sim 90^\circ$ に変化させた結果を示している。研削材によらず θ が 90° の場合、他の θ に比して表面性状の粗さが大きくなっている。一方、鋼素地の粗さプロファイルについては、 θ によらず粗さに有意差はない。特に、 30° の場合、粗さのうねり曲線が観察される。これは、研削力が大きくなるため、鋼材の表面が切削し、隆起が形成されたと考えられる。



(a) スチールグリット

(b) 熔融アルミナ

図 2.4 ブラスト処理後の鋼素地の外観 ($\theta = 60^\circ$, $l = 300\text{ mm}$)

表 2.4 ブラスト処理条件における鋼素地の表面性状 (スチールグリット)

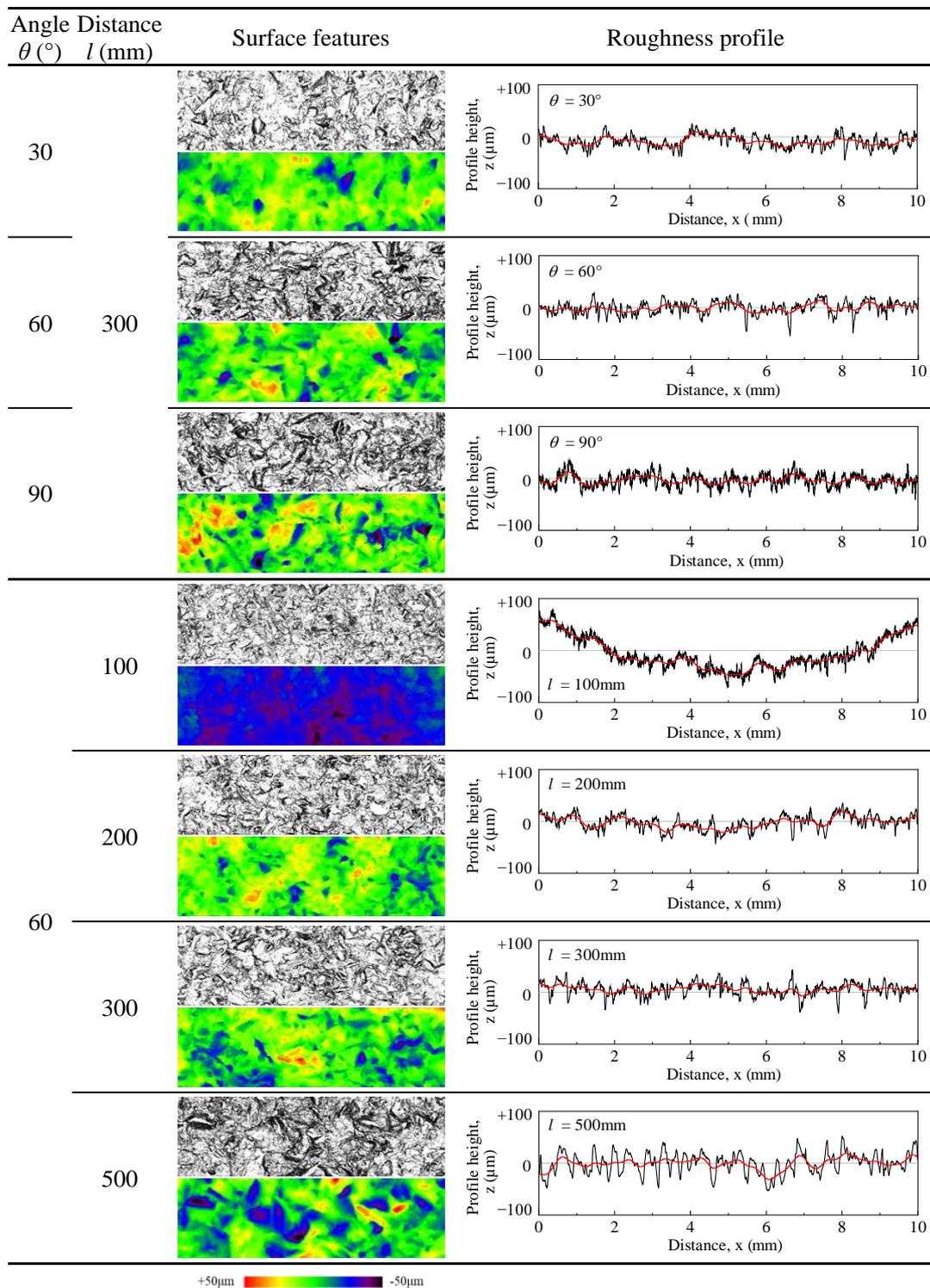


表 2.5 ブラスト処理条件における鋼素地の表面性状 (熔融アルミナ)

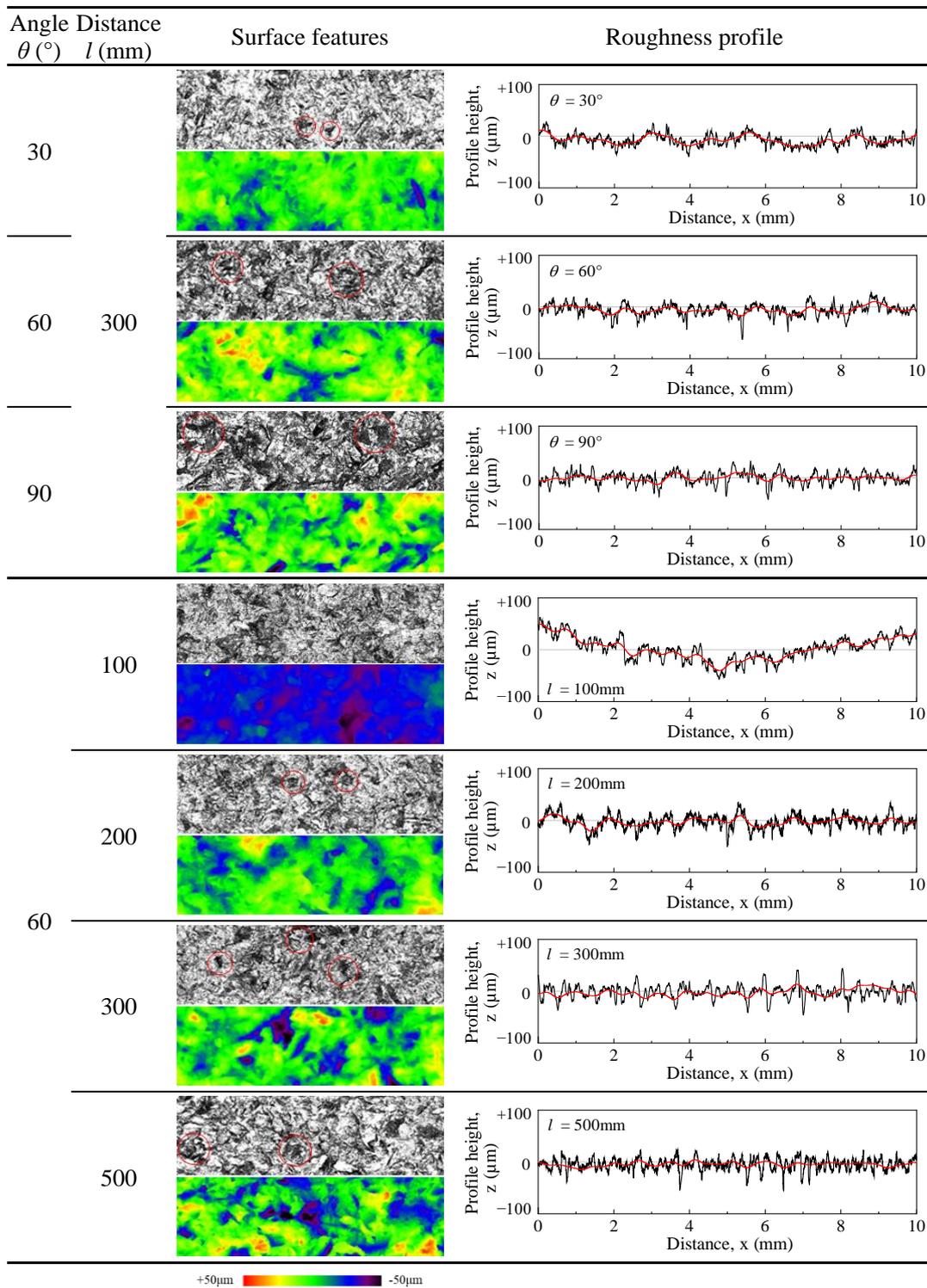


表 2.4 と表 2.5 に示すように、 θ を 60° にして、 l を $100\sim 500$ mm に変化させた結果を示している。研削材によらず l が 100 mm の場合、他の l に比して鋼素地が大きく研削されている。スチールグリットと熔融アルミナの場合、それぞれ最大 $130\ \mu\text{m}$ と $100\ \mu\text{m}$ 程度減耗している。一方、 l が $200\sim 500$ mm の場合では、鋼素地の減耗は観察されず、 l が大きくなるにしたがって、鋼素地の表面性状と粗さプロファイルが増加している。特に、 l が 500 mm の場合、粗さが著しく大きい。これらの結果から、 l が 100 mm の場合には、投射密度が増加することで、投射中央部の鋼素地が著しく減耗することが懸念される。したがって、鋼素地の著しい減耗を予防するためには、 l を $200\sim 500$ mm とする必要があると言える。

一方、表 2.5 に示すように、熔融アルミナは、鋼素地の表面性状の凹部が粗さプロファイルには凸部があることで、図 2.4 (b) に示した研削材の残留と考えられる。これらの結果から、レーザー顕微鏡を用いて測定した鋼素地の表面性状は、研削材を含めた表面性状である。このことから、鋼素地に残留している研削材が粗さの測定に影響を及ぼすと考えられる。

ブラスト処理後の鋼素地の線粗さ Rz_{jis} , Ra および RSm , 面粗さ Sa を表 2.6 に示す。ここでは、各研削材、投射角度 θ および距離 l を変化させた場合について示している。CSR と LSCM による測定した結果について示す。

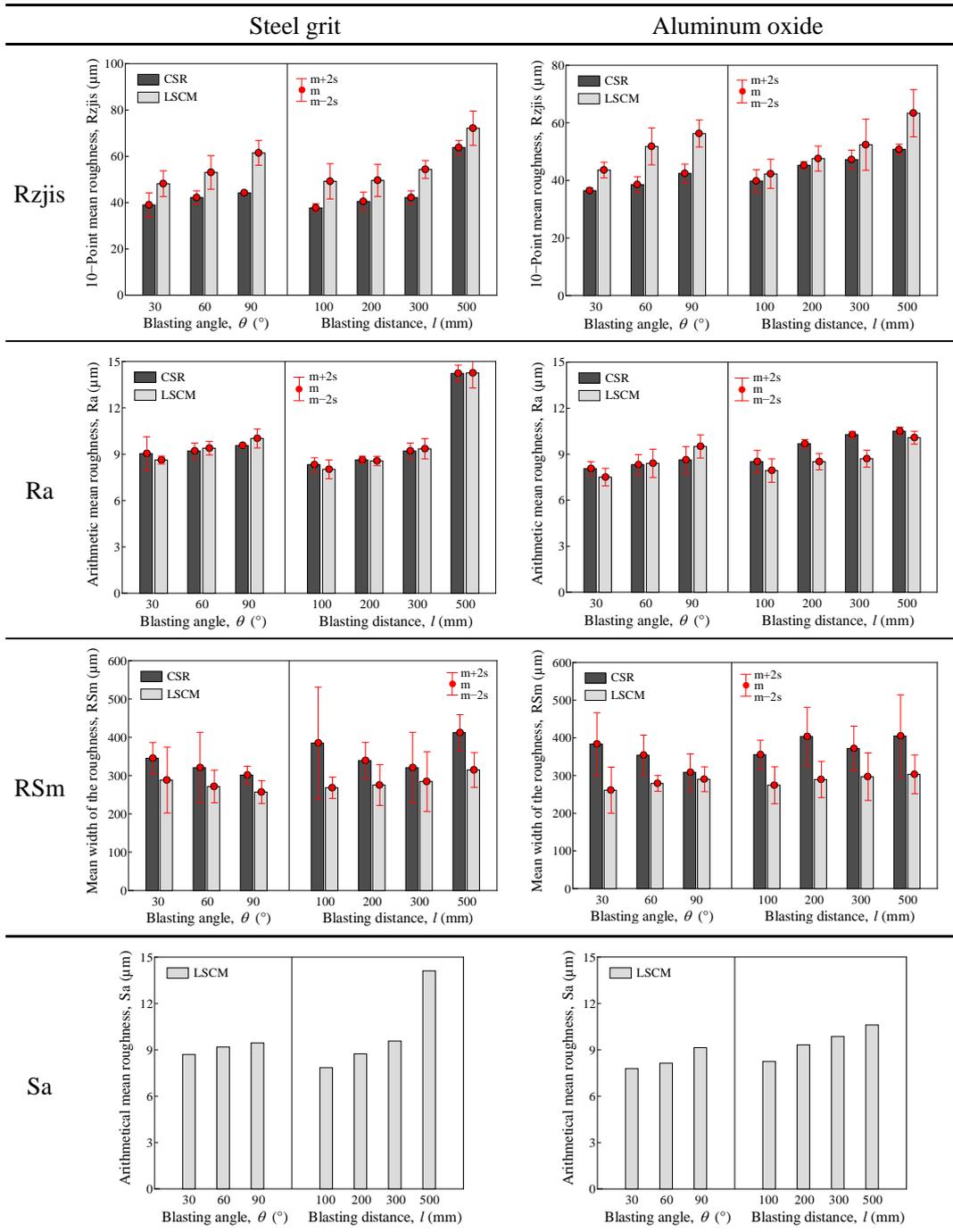
表 2.6 に示すように、スチールグリットの鋼素地の線粗さと面粗さが、いずれのブラスト処理条件でも熔融アルミナに比して約 1.2 倍大きくなっている。これは、図 2.1 に示すように、スチールグリット粒子の角は、熔融アルミナに比して鋭いことが観察される。また、研削材の外観から粒子の形状指数 SF を式 2.2 で求めた[9]。

$$SF = \frac{4\pi A}{P^2} \quad (2.2)$$

P : 粒子投影像の周囲長 (μm) , A : 粒子投影像の面積 (μm^2)

SF は、研削材の粒子 5 つの平均値を算出しており、0 および 1 に近いほど、それぞれ鋭い形と円形であることを示す。スチールグリットと熔融アルミナの粒子の SF は、それぞれ 0.691 と 0.747 であった。研削材の粒子が鋭いほど、衝突エネルギーが大きくなっており[10]、表面粗さが増加する[9]。このことから、研削材の粒子が鋭いほど、鋼材の表面粗さは大きくなると言える。

表 2.6 各研削材が線粗さに及ぼす影響



第2章 ブラスト処理した鋼材の表面性状

また、研削材の比重が大きいほど研削力が増加するためと考えられる。研削材の有する衝突エネルギー E は研削材の平均粒径 d (μm)、密度 ρ (kg/m^3)、速度 v (m/s)を用いて、式 2.3 で表すことができる[9]。

$$E = \frac{1}{12} \pi d^3 \rho v^2 \quad (2.3)$$

E : 研削材が有する衝突エネルギー (J) , d : 研削材の平均粒径 (m)

ρ : 研削材の密度 (kg/m^3) , v : 研削材の投射速度 (m/s)

本研究では、各研削材において粒度分布 d を全体の90%以上を425 μm にしており、投射体積も3.83 l/minで極力同様とすることで、研削材の粒度と投射体積の影響を低減させた。そのため、 d および ρ は、研削材の種類によらずほぼ同一になる。 v は研削材によらず一定であると仮定すると、 E に影響を及ぼすことになる。したがって、研削材の比重が熔融アルミナ、スチールグリットの順に大きくなるため、この順で E が増加することになる。すなわち、この順で研削力が増加することになる。Rzjis, Ra および Sa は、高さ方向の粗さの指標であり、粗さの深さを表すため、研削力が大きいほど、これらの値が大きくなる。

l を300 mmにして、 θ を30~90°に変化させた結果、RSm以外のいずれの粗さ条件でも、研削材によらず同様な傾向になっている。また、 θ が増加するとともに、Rzjis, Ra および Sa は増加している。一方、RSmの場合、スチールグリットは、 θ が増加するほど減少しているが、熔融アルミナは逆の傾向である。これは、スチールグリットの場合、 θ が増加するにしたがって、研削材の投射密度が増加するため、粗さの幅の長さは小さくなるが、熔融アルミナの場合、鋼素地の表面粗さの凹部に研削材が食い込み、埋没しやすくなるため、幅の長さは大きくなると考えられる。また、RSmのばらつきがRzjisとRaに比して大きく、特に、 θ が30°の場合、他の処理条件に比して大きい。これは、表 2.4 と表 2.5 に示すように、鋼素地の表面粗さのうねり曲線が大きいためだと考えられる。

θ を60°にして、 l を100~500 mmに変化させた結果、研削材によらずRzjis, Ra, RSm および Sa は同様な傾向であり、 l が増加するほど、増加している。特に、 l が500 mmの場合は、Rzjis, Ra および Sa が著しく大きくなっている。一方、RSmは測定方法における傾向が異なっている。CSRの場合、 l が100~300 mmには減少しているが、

300 mm 以降は増加している。また、 l が 100 mm の場合、他の距離に比してばらつきが大きくなっている。これは、表 2.4 で示したように、鋼素地の投射中央部で著しく減耗するため、CSR の測定時に鋼素地と測定機のスタイラス先端の接触不具合が生じたと考えられる。一方、LSCM 場合、 l が増加するほど、RSm が増加している。

Rzjis は、研削材とブラストの処理条件によらず、LSCM の結果が CSR の結果に比して約 1.1~1.3 倍大きくなっている。一方、RSm は逆傾向になっており、CSR が LSCM に比して約 1.1~1.4 倍大きくなっている。これは、CSR のスタイラス先端形状が $2\ \mu\text{m}$ R 60°であることに対して、LSCM の平面分解能が $0.12\ \mu\text{m}$ であるため、鋼素地のより最深部まで測定できると言える。

先行研究では、アルミナを用いてブラスト処理した鋼素地の線粗さ Ra は、投射角度と距離が増加するほど増加し、特定の計測値に到達後、減少する傾向が報告されている [11]-[15]。しかし、本章において熔融アルミナの線粗さは、鋼素地に残留する研削材の影響を受けた粗さであること、また、投射の角度と距離が増加するほど、表面粗さも大きくなることを示した。

2.4.2 研削材の残留性状

スチールグリットを用いてブラスト処理した投射中央部の鋼素地のサンプルをエッチングした後の断面を図 2.5 に示す。なお、ブラストの各処理条件による研削材の残留度を評価するため、対象面積 ($20\ \text{mm}$ (長さ) \times $3\ \text{mm}$ (深さ) 領域の断面画像) に対する研削材の粒子の残留面積の比 α_{st} で整理した結果を図 2.6 に示す。ここでは、投射角度 θ と距離 l を変化させた場合について示す。

図 2.5 に示すように、投射角度 θ が 30° の場合を除いて、いずれの処理条件においても、鋼素地に研削材の残留が観察される。この研削材の一部あるいは全部が鋼素地内部に埋没している。一方、 θ が 30° の場合は研削材が残留していなかった。また、研削材が残留している領域以外についても研削材の衝突エネルギーにより、鋼素地が塑性変形した結果、鋼素地近傍の金属組織層の厚さが減少している。特に、 θ が 90° および l が $100\ \text{mm}$ の場合、金属組織層の厚さが研削材の下側で著しく減少していることが観察される。また、研削材が鋼素地に単に付着・残留ではなく、ブラストの吐出圧により研削材が鋼素地の内部に入り込んでおり、研削材の粒子状が変形している。

第2章 ブラスト処理した鋼材の表面性状

図 2.6 に示すように、研削材の残留度は θ が 30° 以外の全条件が 9%以下になっている。これは、対象面積 (20 mm (長さ) \times 3 mm (深さ) 領域の断面画像) に対する研削材の粒子の残留面積が 9%程度であるため、処理条件によらず研削材がほとんど残留しないと言える。したがって、鋼素地に研削材の残留は、鋼素地の線粗さと面粗さに及ぼす影響は小さいと考えられる。

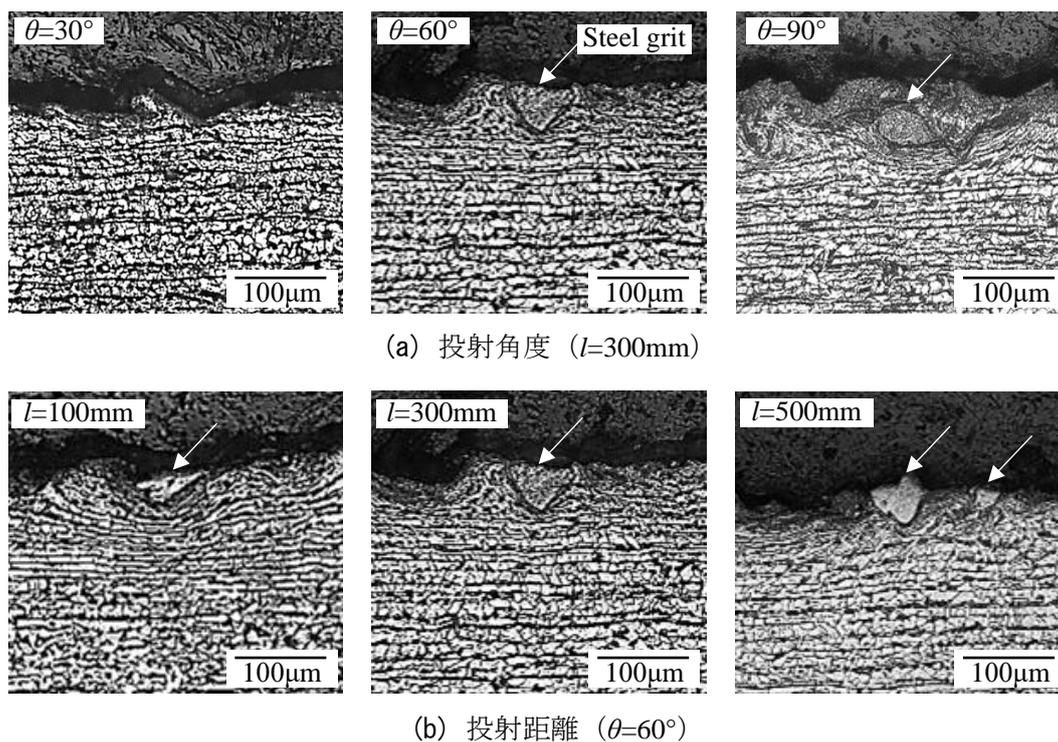


図 2.5 鋼素地断面にエッチングした画像

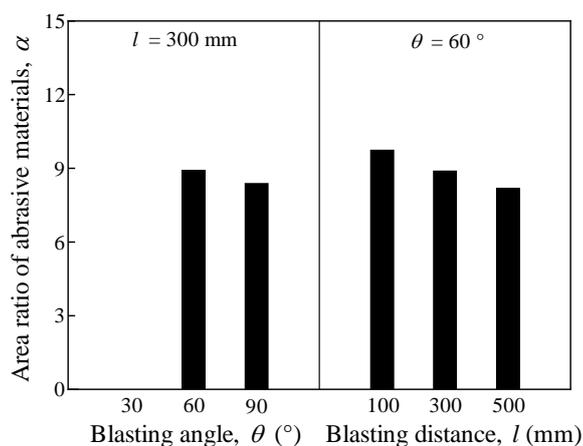
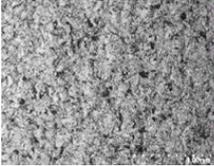
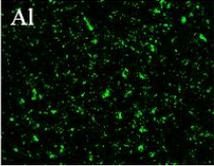
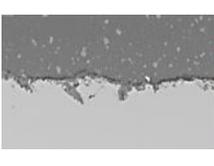
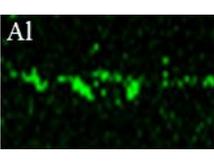
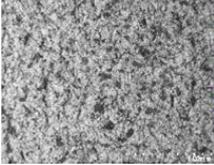
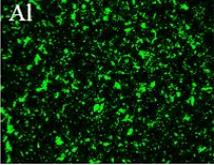
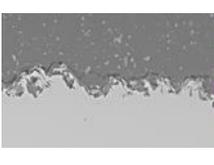
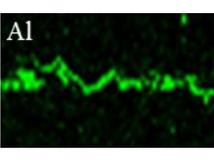
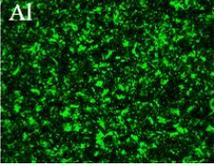
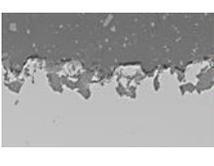
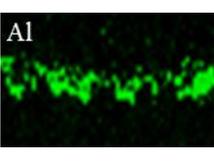
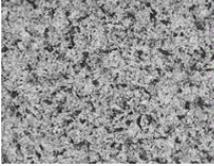
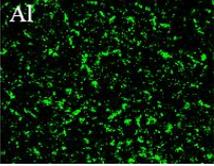
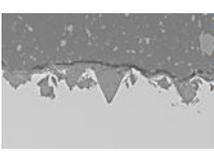
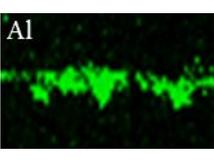
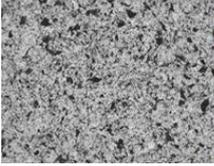
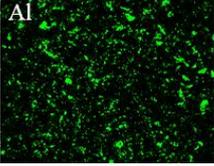
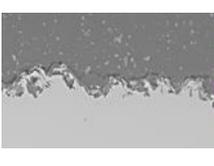
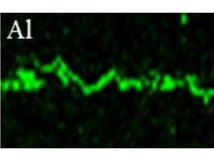
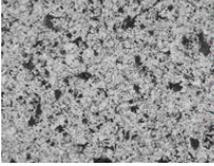
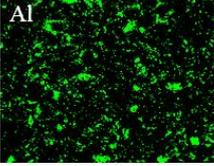
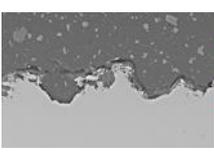
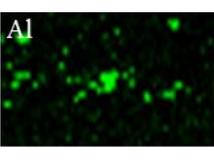


図 2.6 研削材の残留度の関係 (スチールグリット)

熔融アルミナを用いてブラスト処理後の鋼素地の表面と断面を SEM-EDX による Al 元素のマッピングを表 2.7 に示す. なお, 図中の緑色領域が Al 元素の分布を示している. また, 研削材の残留度を鋼素地の対象面積 (4×3 mm) に対する Al 元素の残留面積の比 α_{Al} で整理した結果を図 2.7 に示す. ここでは, 投射角度 θ および距離 l を変化させた場合を示している. 各処理条件によらず, スチールグリットに比して鋼素地に多量の研削材が残留する. これは, 表 2.2 に示すように, 熔融アルミナの比重及びビッカース硬度が低いため, 同様な投射圧力でブラスト処理する場合には, 他の研削材に比して, 研削材は粉碎されやすいと考えられる.

表 2.7 鋼材表面と断面の SEM-EDX による Al 元素のマッピング

Angle θ (°)	Distance l (mm)	Surface	Cross-section
30		 	 
60	300	 	 
90		 	 
100		 	 
60	300	 	 
500		 	 

— 100 μ m
— 100 μ m

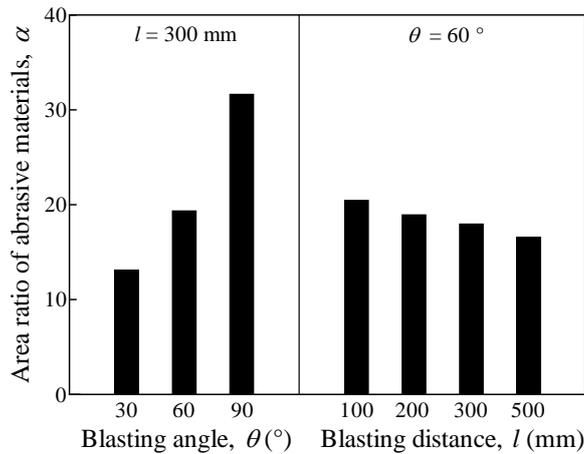


図 2.7 研削材の残留度の関係 (熔融アルミナ)

l を 300 mm にして、 θ を 30、60° および 90° と変化させた結果、 θ が増加するほど、鋼素地の表面と断面に研削材の残留が増加している。Al の α_{Al} についても同様の傾向を示している。 θ が 90° の α_{Al} は、30° の場合の 2 倍以上になっていることから、 θ が 90° の場合には、研削材の残留が鋼材の表面粗さに影響を著しく及ぼすと言える。

θ を 60° にして、 l を 100、200、300 mm および 500 mm と変化させた結果、Al 元素分布は l によらず、鋼素地の表面と断面に同程度の研削材の残留が観察される。Al の α_{Al} についても l が変化しても α_{Al} が約 17~21% であり、有意差は無い。

表 2.7 に示すように、研削材を除く実際の鋼材の表面自体の粗さは、 θ が増加するほど、 l が増加するほど、複雑で大きくなっている。しかし、この粗さの凹部やアンカーパターン内に研削材が残留することで、前述した線粗さと面粗さの結果では、研削材を含めた粗さを示していると言える。この結果から、研削材の残留が鋼材の表面粗さの形成や測定に著しく影響を及ぼすと言える。

熔融アルミナを用いてブラスト処理した投射中央部の鋼素地サンプルをエッチングした後の断面を図 2.8 に示す。ここでは、投射角度 θ および距離 l を変化させた場合を示す。非金属系である熔融アルミナはエッチング液に反応しないため、エッチング後の断面には、鋼素地の表面に残留している研削材の観察が難しい。しかしながら、表 2.8 の結果から粗さの凹部には研削材が残留していると言える。熔融アルミナの場合、スチールグリットと同様にいずれの処理条件においても、残留している研削材の下側で金属組織層の厚さが著しく減少していることが観察される。この結果から、研削材が鋼素地に単に付着・残留しているのではなく、ブラストの吐出圧により研削材が鋼素地に食

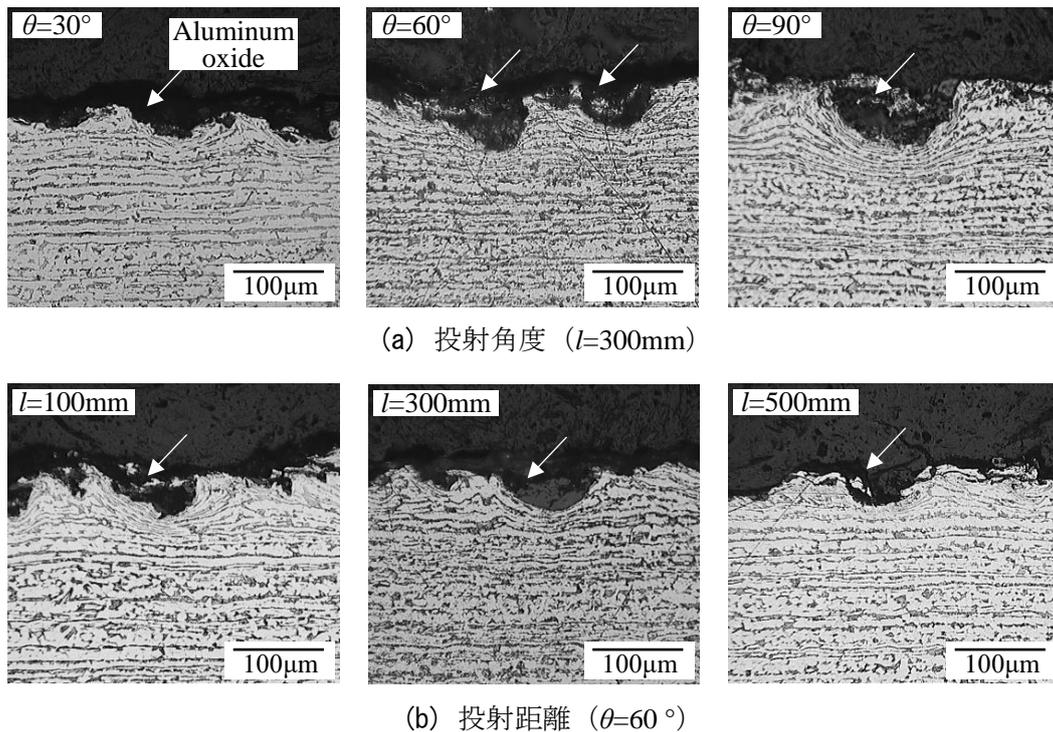


図 2.8 エッチングした後の鋼材断面 (溶融アルミナ)

い込んでいる状況が観察される。特に、 θ が 90° および l が 100mm の場合、他の処理条件に比して、金属組織層の厚さが著しく減少している。したがって、研削材の投射密度や衝突エネルギーが高いほど、鋼素地に研削材の残留は多くなり、その下の金属組織層の厚さも小さくなると考えられる。

2.4.3 鋼素地のアンカーパターン

ブラスト処理後の鋼素地断面の SEM 画像について、スチールグリットと溶融アルミナをそれぞれ図 2.9 と図 2.10 に示す。なお、この SEM 画像は、総延長が 20mm に達するまで SEM の観察・記録を繰り返し、SEM 画像を合成してマクロ観察を行った後、平均的なアンカーパターンの領域を抽出している。研削材、投射角度 θ および距離 l によらず、鋼素地のアンカーパターンが観察される。

アンカーパターンの形成は、研削材によらず同様である。 l を 300mm にして、 θ を $30^\circ \sim 90^\circ$ に変化させた場合については、 θ の増加に伴い、垂直方向に深くなるアンカーパターンが形成されている。また、谷部の形状は投射角度に沿う傾向である。

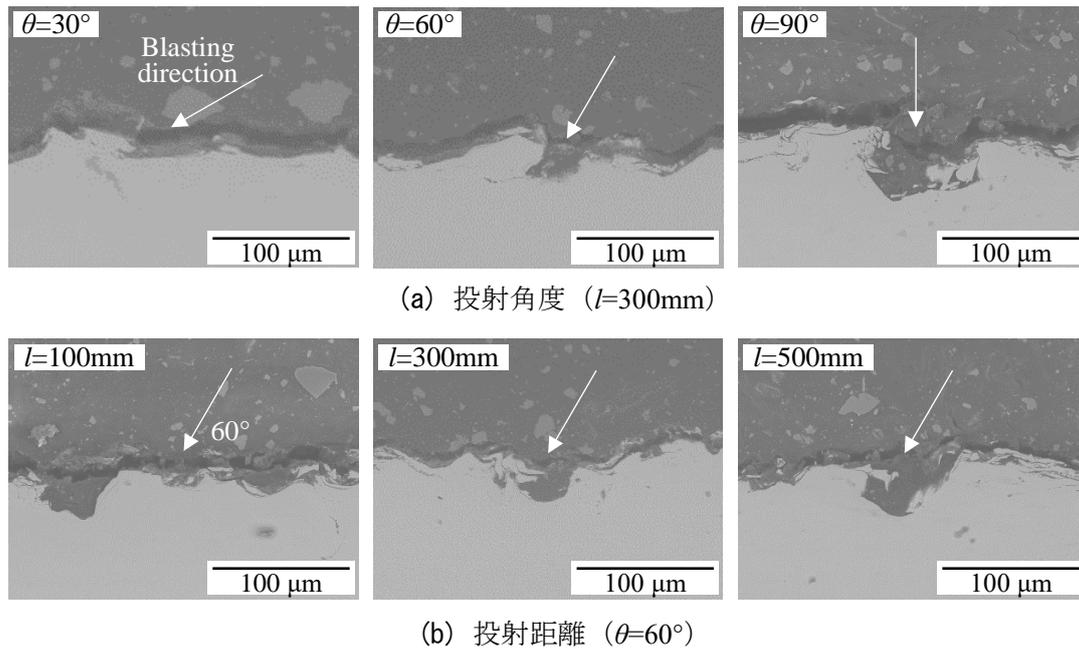


図 2.9 ブラスト処理した鋼素地断面による SEM 画像 (スチールグリット)

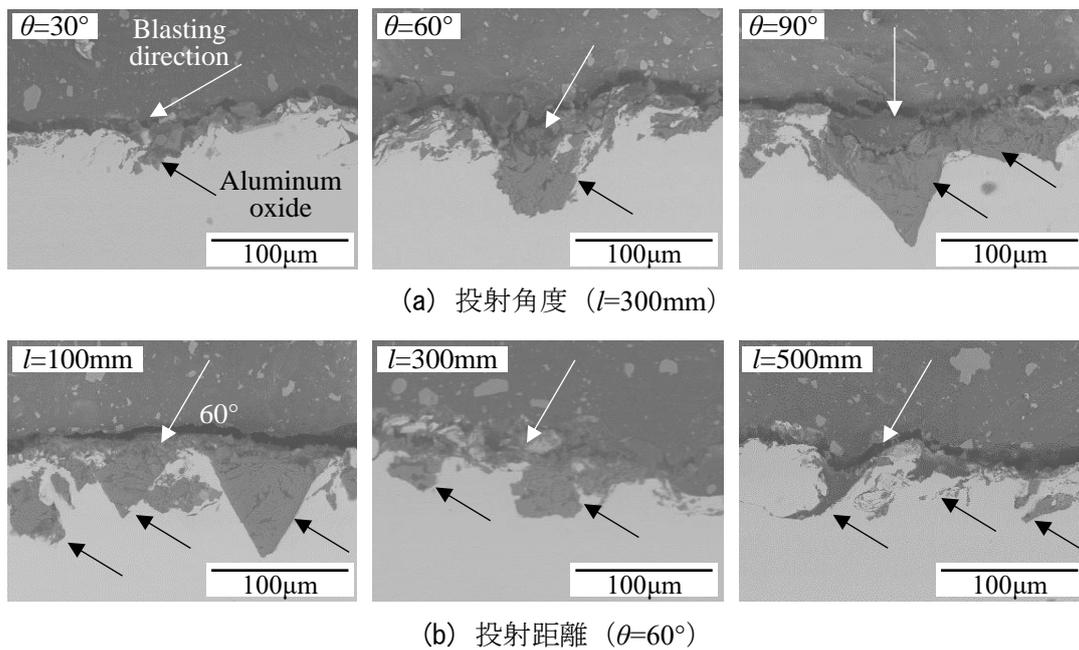


図 2.10 ブラスト処理した鋼素地断面による SEM 画像 (溶融アルミナ)

θ を 60° にして, l を $100\sim 500\text{ mm}$ に変化させた場合については, l が 300 mm と 500 mm の場合, アンにカーパターンはブラスト処理の投射方向と同様な方向で形成されている. 一方, 100 mm については, 前述したように研削材の投射密度が大きくなるため,

アンカーパターンが θ の方向ではなく、深さ方向に形成されている。

一方、図 2.10 に示す熔融アルミナの場合、ブラスト処理により形成された鋼素地のアンカーパターンの内部に研削材が残留していることが観察される。 θ の増加に伴い、 l の減少に伴い、研削材が深く突き刺さっており、特に、 θ が 90° および l が 100 mm の場合、研削材は鋼材の表面から約 $73\sim 75\mu\text{m}$ の深さまで埋め込まれて残留している。

前述したように鋼素地には研削材が残留しており、または、図 2.9 と図 2.10 に示すように鋼素地に入り組んだアンカーパターンは、鋼板の鉛直方向で測定する CSR や LSCM で評価することが困難である。このことから、本研究では複雑なアンカーパターンを定量評価するため、鋼素地の外形線に対するフラクタル次元 D_B を算出した。

ブラストの処理条件における鋼素地の表面性状から算出したボックスの寸法 C と個数 N の関係を図 2.11 に示す。ここでは、各研削材における投射の角度 θ と l 距離をそれぞれ 60° と 300 mm とした。 C に対する N の傾向は、いずれのブラストの処理条件においても同様である。

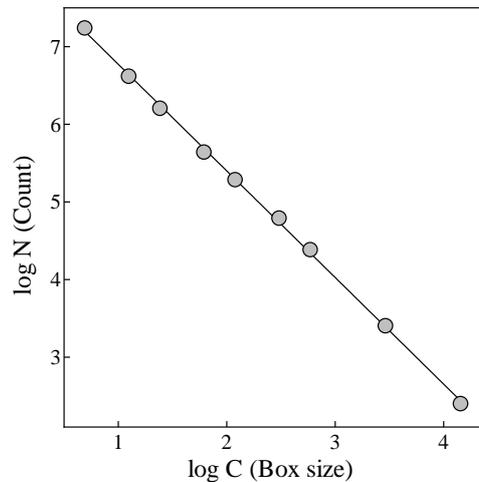


図 2.11 ボックスの寸法 C と個数 N の関係 ($\theta=60^\circ$, $l=300\text{ mm}$)

第2章 ブラスト処理した鋼材の表面性状

ブラストの処理条件における鋼素地表面の外形線を表 2.8 に示す. 表中には LSCM で実測した表面性状から得た外形線, および断面画像を 2 値化処理することで抽出した研削材の残留の影響を含まない鋼素地の外形線 (以下, 鋼素地自体の外形線) を示す.

表 2.8 に示すように, 実測した表面性状には, 研削材によらずアンカーパターンが観察されない. 一方, 鋼素地自体の外形線には, 実測した表面性状に比して粗さが非常に複雑になっている. 特に, 熔融アルミナの鋼素地自体の外形線は, スチールグリットに比して非常に複雑なアンカーパターンが多かった. これは, 鋼材の内部に研削材が刺さって埋め込まれる研削材が鋼素地のアンカーパターンの形成に著しく影響を及ぼすと言える.

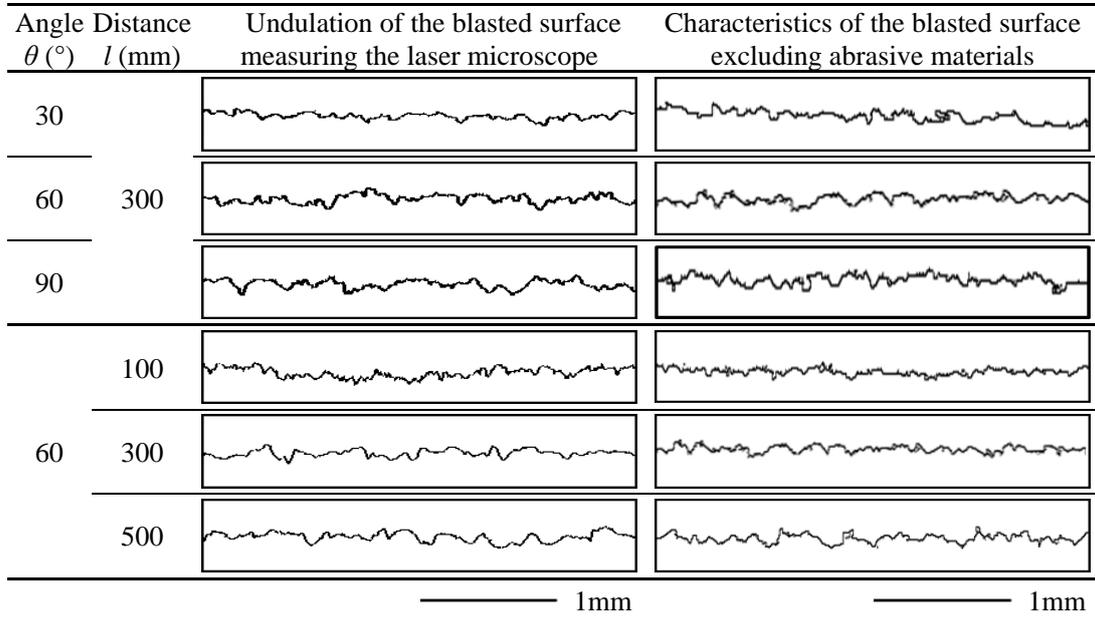
鋼素地表面の外形線から D_B を算出した結果を図 2.12 に示す. D_B は, $1 < D_B < 2$ の範囲で非整数値であり, 2 に近づくほど複雑な粗さであることを意味する[16]. 図 2.12 中には, 基線長 10 mm を 3 等分して, D_B を算出した平均値を示している.

図 2.12 に示すように, 実測の外形線と鋼素地自体の外形線の D_B は, 研削材によらず θ と l が大きくなるほど増加しており, 鋼素地に複雑なアンカーパターンが形成されると言える. この D_B の傾向は, 表 2.6 で示したブラストの処理条件における線粗さ Rz_{jis} , Ra および面粗さ Sa に及ぼす影響と同様であることから, D_B を算出することで, アンカーパターンを定量評価できると言える. また, 研削材によらず鋼素地自体の外形線の D_B は, 実測の外形線の D_B に比して大きくなっている. この結果から, 鋼素地自体の表面性状は, 実測した粗さより複雑なアンカーパターンが形成されるいると言える.

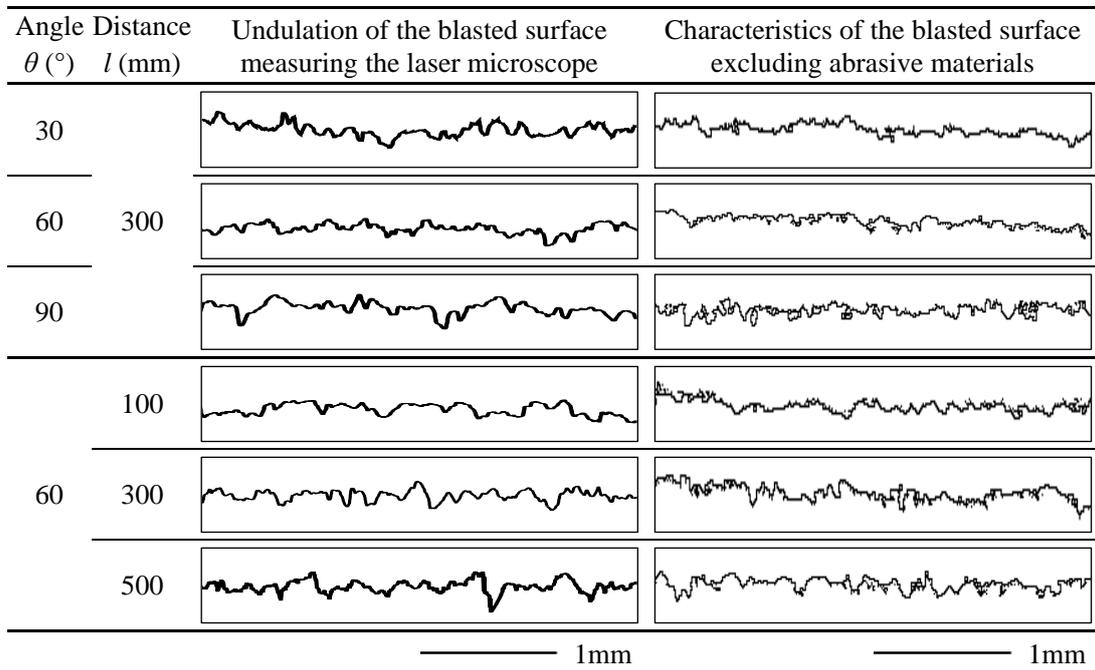
特に, 熔融アルミナの鋼素地自体の外形線の D_B の場合, 実測の外形線 D_B の約 1.1 倍になっている. 一方, スチールグリットは, 実測と鋼素地自体の外形線の D_B の差異が小さかった. θ と l における鋼素地自体の外形線の D_B は, 熔融アルミナがスチールグリットに比して大きくなっていることから, 熔融アルミナの鋼素地自体の表面性状が複雑であることを示す. これは, 鋼素地に残留する研削材がブラスト処理により形成される表面性状に著しく影響を及ぼすと考えられる.

表 2.8 各ブラスト処理条件における鋼素地表面の外形線

(a) スチールグリット



(b) 熔融アルミナ



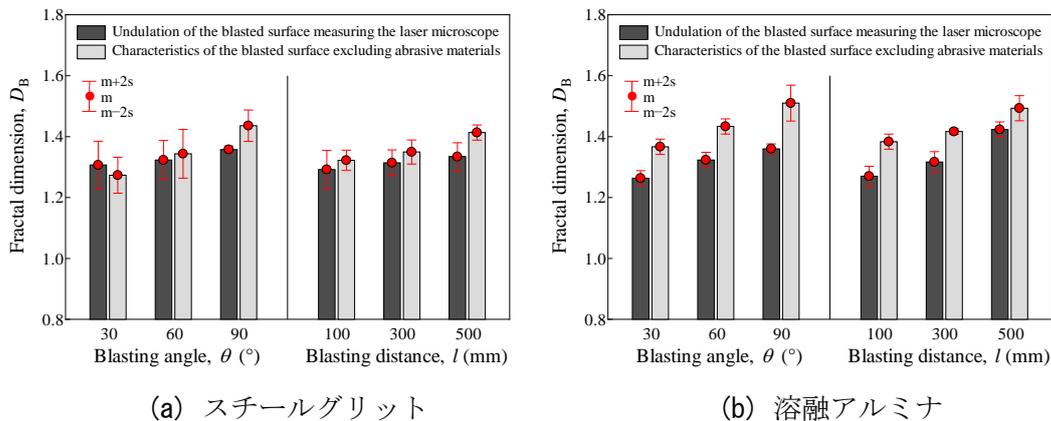


図 2.12 各ブラスト処理条件における表面性状のフラクタル次元 D_B

以上の鋼素地自体の外形線の D_B の結果から、各研削材によらず θ と l が増加するほど、また、スチールグリットに比して溶融アルミナが鋼素地自体に複雑な表面性状が形成されているため、塗膜やエポキシ樹脂の付着強度が高くなると推測できると考えられる。一方、溶融アルミナの場合、鋼素地に研削材が残留するため、研削材の残留した鋼素地の表面性状が塗膜やエポキシ樹脂の付着強度に及ぼす影響について検討する必要がある。

2.5 まとめ

第2章では、ブラストの処理条件が鋼材の表面性状および研削材の残留度に及ぼす影響を研削材、投射角度、距離および投射時間をパラメトリックに変化させて検討した。ブラスト処理後の鋼材の表面性状については、線粗さと面粗さを測定に加えて、アンカーパターンをフラクタル次元を算出することで定量評価した。また、鋼素地に研削材の残留を検討するため、エッチングによる金属組織の観察と SEM-EDX 分析を行うことで解明し、残留した研削材が鋼材の表面性状に及ぼす影響について明らかにした。

本章で得られた主な結果は、以下に示すとおりである。

- 1) 研削材は粒子の形状が鋭く、比重が大きいスチールグリットが熔融アルミナに比して鋼素地の表面性状と粗さが大きくなる。
- 2) 研削材によらず、投射角度と距離が増加するほど、高さ方向を表す線粗さと面粗さが増加する。一方、投射角度が増加するほど幅方向を表す線粗さは、スチールグリットの場合は減少するが、熔融アルミナは逆の傾向になる。
- 3) 投射距離が 100 mm の場合については、鋼素地の投射中央部が減耗するため、塗膜や孔食を除去する目的以外では投射距離を 200 mm～500 mm 程度とする必要がある。
- 4) スチールグリットの場合、鋼素地に研削材は、ほとんど残留しない。一方、熔融アルミナについては、投射角度と距離によらず鋼素地に多量の研削材が残留する。
- 5) 鋼素地のアンカーパターンは、研削材によらず、投射の角度と距離が増加するほど、複雑なアンカーパターンが形成される。特に、熔融アルミナの場合には、鋼素地に研削材の残留するため、スチールグリットに比して鋼素地自体のアンカーパターンは複雑になる。
- 6) 鋼素地自体の外形線に対するフラクタル次元を算出することで、アンカーパターンを定量評価できる。また、研削材の残留が鋼素地の表面粗さや粗さの測定結果に及ぼす影響は著しく大きい。

参考文献

- [1] 土木学会：大気環境における鋼構造物の防食性能回復の課題と対策，鋼構造シリーズ 30，丸善，2019.
- [2] (一財) 日本工業規格：JIS B 0601 「製品の幾何特性仕様 (GPS) — 表面性状：輪郭曲線方式—用語，定義及び表面性状パラメータ」，2013.
- [3] ISO 25178-2:2012, Geometrical product specifications (GPS) — Surface texture: Areal — Part 2: Terms, definitions and surface texture parameters.
- [4] Amada, S., Akira, S.: Fractal analysis of surfaces roughened by grit blasting, *Journal of Adhesion Science and Technology*, Vol.14, No.1, pp.27-41, 2000.
- [5] Saborowski, E., Steinert, P., Dittes, A., Lindner, T., Schubert, A., Lampke, T.: Introducing Fractal Dimension for Interlaminar Shear and Tensile Strength Assessment of Mechanically Interlocked Polymer—Metal Interfaces, *Materials*, Vol.13, No.9, 2171, 2020.
- [6] 町田純平，原田隆郎：フラクタル次元を用いた耐候性鋼材のさび形状評価に関する研究，土木学会論文集 F3 (土木情報学)，Vol.75, No.2, I-69-77, 2019.
- [7] 藤井透，大窪和也：エポキシ系接着剤の破面とフラクタル，日本ゴム協会誌，Vol.77, No.2, pp.65-70, 2004.
- [8] Knotek, O., & Elsing, R.: Computer Simulation of Different Surface Topographies of Metals Produced by Blasting Processes, (Retroactive Coverage), *Shot Peening: Science, Technology*, pp.361-368, 1987.
- [9] 窪堀俊文，倉本賢司，乾保之，森本純司：ブラスト材の耐久性に関する研究，高温学会誌，Vol.35, No.6, pp.308-313, 2009.
- [10] Achtsnick, M., Hoogstrate, A. M., Karpuschewski, B.: Advances in high performance micro abrasive blasting, *CIRP annals*, Vol.54, No.1, pp.281-284, 2005.
- [11] Mellali, M., Grimaud, A., Leger, A. C., Fauchais, P., Lu, J.: Alumina grit blasting parameters for surface preparation in the plasma spraying operation, *Journal of Thermal spray technology*, Vol.6, No.2, pp.217-227, 1997.
- [12] Chander, K. P., Vashista, M., Sabiruddin, K., Paul, S., Bandyopadhyay, P. P.: Effects of grit blasting on surface properties of steel substrates, *Materials & Design*, Vol.30, No.8,

- pp.2895-2902, 2009.
- [13] Amada, S., Hirose, T.: Planar fractal characteristics of blasted surfaces and its relation with adhesion strength of coatings, *Surface and Coatings Technology*, Vol.130, No.2-3, pp.158-163, 2000.
- [14] Amada, S., Satoh, A.: Fractal analysis of surfaces roughened by grit blasting, *Journal of Adhesion Science and Technology*, Vol.14, No.1, pp.27-41, 2000.
- [15] Ghara, T., Paul, S., Bandyopadhyay, P. P.: Effect of grit blasting parameters on surface and near-surface properties of different metal alloys, *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol.30, No.1, pp.251-269, 2021.
- [16] Barkoula, N. M., Karger-Kocsis, J.: Review processes and influencing parameters of the solid particle erosion of polymers and their composites, *Journal of materials science*, Vol.37, No.18, pp.3807-3820, 2002.

第3章 ブラスト処理した鋼材と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動

3.1 はじめに

鋼構造物における塗膜や金属溶射の防食性能、炭素繊維などの補修・補強材の付着性能などは、鋼素地の表面処理の品質に著しく依存する。そのため、鋼素地の線粗さや面粗さのパラメーターが塗膜や金属溶射の付着性能に及ぼす影響については、様々な先行研究が行われてきた[1]-[4]。また、塗装や金属溶射を対象とした鋼素地の表面粗さについて、各基準類[5]-[10]で規定されている。塗膜については、その付着や剥離は、鋼素地の表面性状や粗さが著しく影響することが示されている。一方、金属溶射の場合については、鋼道路橋防食便覧[5]では、Ra と Rz の線粗さの基準をそれぞれ $8\ \mu\text{m}$ と $50\ \mu\text{m}$ 以上と規定しているが、鋼素地の線粗さ Ra よりも表面粗さの谷部に比して山部が多く、表面積が大きいほど、金属溶射の付着力が増加する[4]。

既設の鋼構造物の腐食損傷部に対する CFRP の補強施工法が開発されている[11]。その施工法を現場に適用されているが、世界的に統一した規格はない。さらに、鋼材の腐食損傷を素地調整による表面粗さ、表面接触面積、表面応力集中および表面性状などの変化は CFRP と鋼材の接着界面の劣化特性に影響を及ぼすことを示されている[12]-[16]。

以上のことから、塗膜や金属溶射に加えて、炭素繊維などの補修・補強材の鋼素地との付着性を検討する上で、鋼素地の表面粗さだけではなく、表面性状やアンカーパターンにも着目することが重要であると言える。しかし、先行研究ではアンカーパターンと付着力の相関や付着メカニズムについては検討されていない。

第3章では、ブラスト処理した鋼材が塗膜やエポキシ樹脂の引張付着挙動に及ぼす影響について基礎的指標を得ることを目的とした。そのため、第2章で明らかにしたブラスト処理の諸条件により変化する鋼材の表面性状、アンカーパターンおよび研削材の残留が皮膜やエポキシ樹脂の引張付着強度に及ぼす影響について検討した。また、鋼素地の断面から鋼素地自体とエポキシ樹脂の表面起伏の外形線のフラクタル次元を算出し、SEM-EDX 分析を行うことで、鋼素地とエポキシ樹脂の付着メカニズムを解明した。

3.2 試験方法

試験体は、JIS G 3106 SM390A の寸法 $50 \times 70 \times 6$ mm の鋼板を用いて、第2章に示したように、表面加工した鋼板（以下、Milling 鋼板）に同様な条件でブラスト処理後、鋼素地をエアにより洗浄した。なお、各処理条件に応じて3つの試験体を製作した。

予備試験により鋼素地に Rc-I 塗装系を塗布した場合、上塗りと接着剤の界面破壊されたため、本研究では鋼素地に下塗りのみを塗布することで、鋼素地と塗膜の引張付着挙動を検討した。塗膜は、鋼道路橋塗装に採用されている JIS K 5551 : 2008[17]の弱溶剤形変性エポキシ樹脂塗料下塗りとした。また、塗装はエアレススプレーで1回の塗膜厚が $60 \mu\text{m}$ となるように目標値を設定して、2回塗装した。塗膜厚の平均値は、電磁誘導式膜厚計（測定精度： $\pm 1 \mu\text{m}$ ，分解能： $1 \mu\text{m}$ （ $0 \sim 999 \mu\text{m}$ ）， $10 \mu\text{m}$ （ $1 \sim 8 \text{mm}$ ））で測定した結果、約 $131 \pm 9.5 \mu\text{m}$ であった。塗膜の試験体にドリリーを2液室温硬化型エポキシ系接着剤（Three Bond 2087）を用いて付着させた。

鋼素地とエポキシ樹脂の引張付着挙動を検討するため、エポキシ樹脂は鋼部材の CFRP 補強の際に用いられている2液室温硬化型エポキシ系接着剤（Three Bond 2087）とした。

ブラスト処理した鋼素地と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動に及ぼす影響を検討するため、引張付着試験を行った。引張付着試験のドリリーは、アルミニウム合金 A2017（JIS H 4000）を選択した。試験中にジグとドリリーの接触不整による曲げ応力を極力低減するため、その把持部に R10 の加工を施すことで、ジグとドリリーを2点接触させる構造にした[18]。ドリリーの直径は、JIS K 5600[19]（塗料一般試験方法）かつ JIS H 8300[7]（亜鉛、アルミニウム及びそれらの合金溶射）を両者とも満たすように 20mm とした。また、ドリリーの接着面の粗さを均一にするため、サンドペーパー（#120）で研磨し、そのドリリー表面を3次元形状測定レーザー顕微鏡（OLS4500，平面分解能： $0.12 \mu\text{m}$ ，Z方向表示分解能： 1nm ，対物レンズ：20倍）で測定した。ドリリーの線粗さパラメータである Rzjis, Ra および RSm が、それぞれ $110 \mu\text{m}$ ， $20 \mu\text{m}$ および $70 \mu\text{m}$ となった。ドリリーに研磨した表面性状を図 3.1 に示す。

ドリリーの面圧機器の外観を図 3.2 に示す。ドリリーの接着面に2液室温硬化型エポキシ系接着剤（Three Bond 2087）を塗布した後、図 3.2 に示すように、ドリリー表面に一定の垂直面力を加えるため、製作した面圧機器を用いて、 0.9MPa で30分間、室内環境

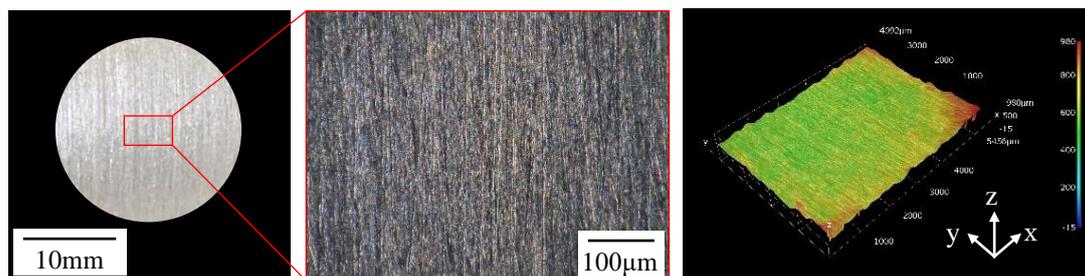


図 3.1 研磨後のドリリーの表面性状

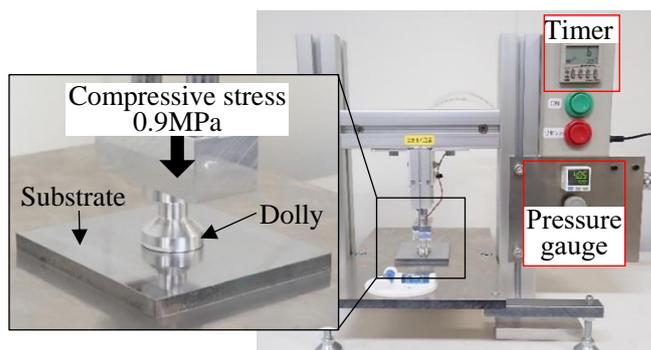


図 3.2 面圧機器の外観

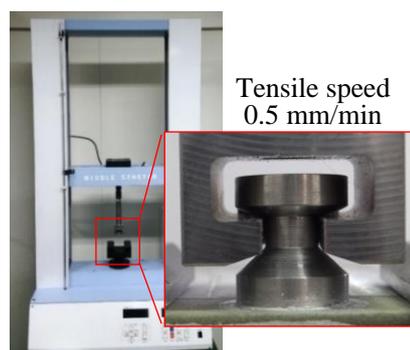


図 3.3 引張付着試験機の外観

(約 25℃, 60%RH) で加圧した. その直後に小型高温チャンバー (ST-120) で 35℃, 10%RH の環境において約 48 時間養生することで, 接着剤を硬化させた. なお, これらの条件は, 付着力のばらつきが最小となるように, 予備試験に基づき決定した. ドリリーの接着領域外で硬化した接着剤は, ホールソーで各接着面積が 314 mm² と一定になるように鋼素地に達するまで切削した.

引張付着試験はプルオフ法 (JIS K5600-5-7) に基づき, 各ブラスト処理した投射中央部を対象として行った. また, 卓上試験機 (ミドルセンスターMSC-10/500-2) を用い, ジグには試験時の曲げの影響を極力低減するために, ユニバーサルジョイントを設置した. 引張速度は 0.5 mm/min とし, 引張付着試験時の曲げの影響と荷重と変位の関係を評価するために, オートグラフ (負荷容量: 10 kN, クロスヘッド速度範囲: 0.5~500 mm/min) を用いた. 本試験で用いた引張付着試験機を図 3.3 に示す.

引張付着試験の終了後, 鋼素地およびドリリーの表面をデジタルマイクロスコープ (株式会社ハイロック社製, HRX-01) を用いて観察する. また, 鋼素地とドリリーの付着状態を検討するため, 鋼素地にドリリーの付着と同様な方法でエポキシ樹脂を塗布し, 硬化させたサンプルの断面をデジタルマイクロスコープにより観察し, EDX により元素分析す

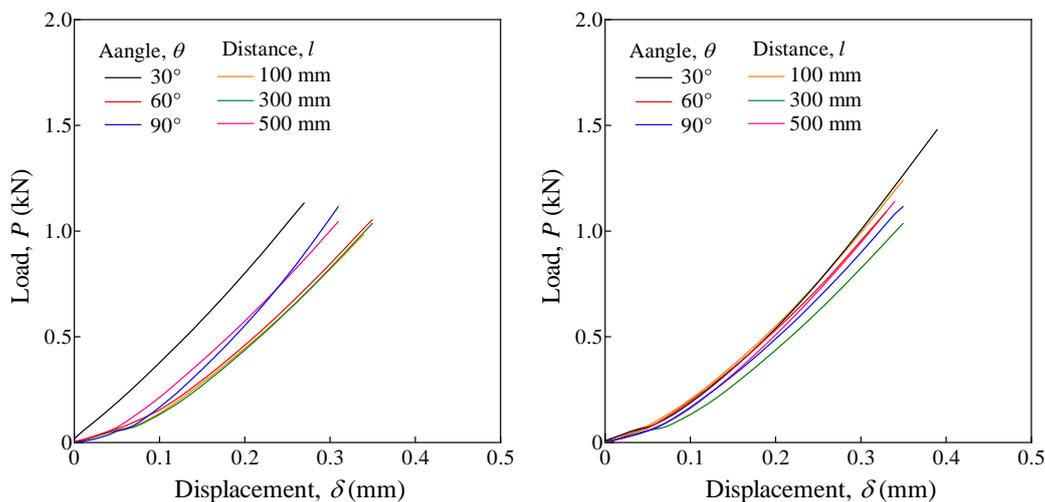
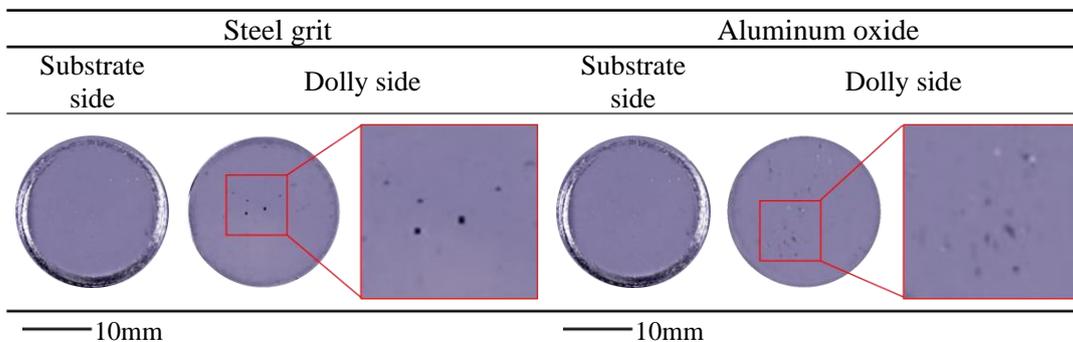
ることで検討した。元素マッピングは、研削材とエポキシ樹脂の主成分である Fe, O, Al および C について行った。

3.3 鋼素地と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動に及ぼす影響

3.3.1 塗膜の引張付着挙動

ブラスト処理した鋼素地に引張付着試験後における塗装の破壊状態および荷重 P と変位 δ の関係を表 3.1 および図 3.4 に示す。ここでは、各研削材、投射の角度 θ と距離 l を変化させた結果について示す。

表 3.1 引張付着試験後の塗装の破壊状態 ($\theta=60^\circ$, $l=300$ mm)



(a) スチールグリット

(b) 熔融アルミナ

図 3.4 塗装の引張付着試験後の荷重 P と変位 δ の関係

表 3.1 に示すように、鋼素地に塗装した試験体の破壊形態は、研削材によらず全条件で塗膜の凝集破壊であった。この結果から、鋼素地と塗膜の引張付着強度は、鋼素地の表面性状と研削材の残留度によらず、塗膜の凝集破壊強度に比して大きいと言える。図 3.4 に示すように、スチールグリットと熔融アルミナの P は、ブラストの処理条件によらずそれぞれ 0.9~1.1 kN と 1.0~1.5 kN となっており、熔融アルミナが若干大きかった。また、載荷時に治具やドリーなどの不整による曲げの痕跡は、破壊面からは観察されなかったことや、図 3.4 に示す P と δ の関係から、信頼性の高い引張付着試験が実施できたと言える。

3.3.2 エポキシ樹脂の引張付着挙動

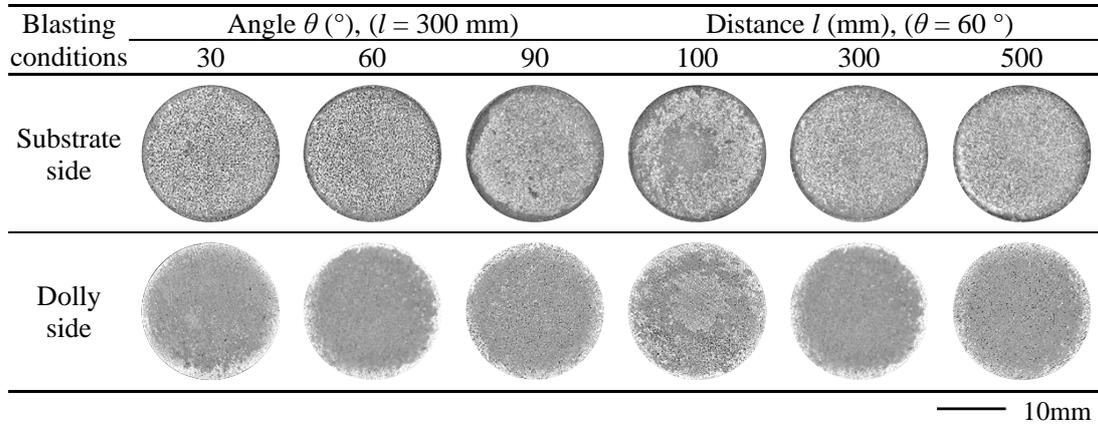
ブラスト処理した鋼素地に引張付着試験後におけるエポキシ樹脂の破壊状態を表 3.2 に示す。また、荷重 P と変位 δ の関係を図 3.5 と図 3.6 に示す。ここでは、各研削材、投射の角度 θ と距離 l を変化させた結果について示す。

表 3.2 に示すように、引張付着試験後の鋼素地に残留しているエポキシ樹脂の面積は、 l が 100 mm 以外の全ブラストの処理条件において約 31%以下であり、鋼素地とエポキシ樹脂の界面破壊であった。一方、 l が 100 mm の場合、各研削材によらず鋼素地の中央部にエポキシ樹脂が約 53~69%残留している。これは、2.4.2 で示したように、鋼素地の投射中央部がブラスト処理により減耗するため、中央部のエポキシ樹脂層が厚くなったためである。その結果、鋼素地とエポキシ樹脂の境界破壊とエポキシ樹脂の凝集破壊が混合した破壊形態になったと言える。

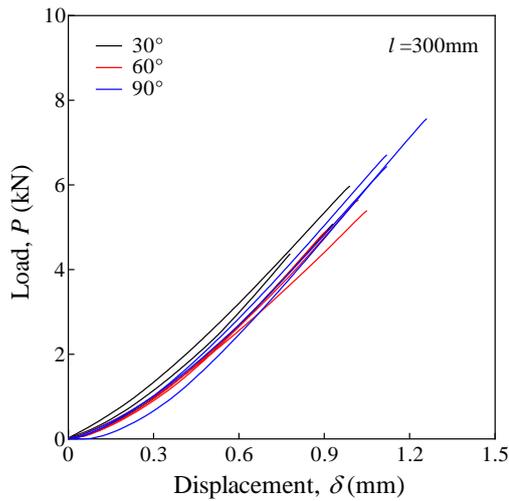
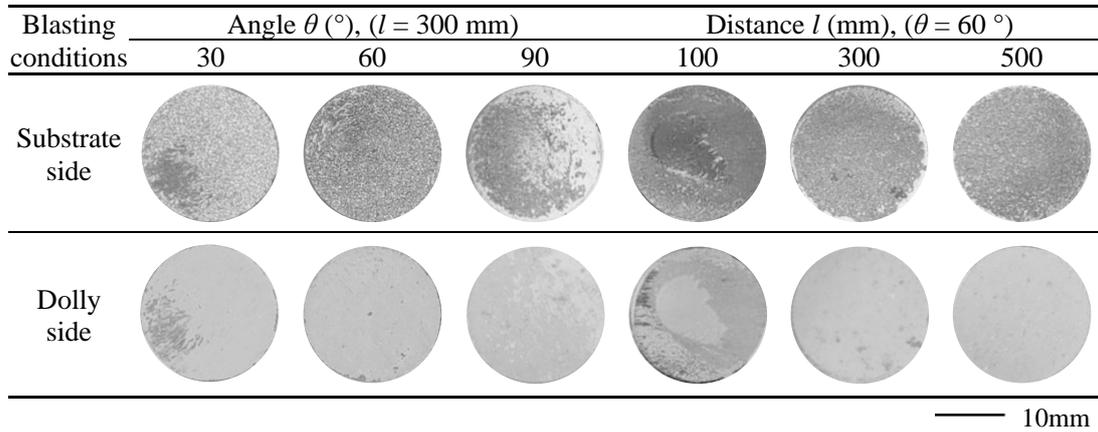
図 3.5 と図 3.6 に示すように、スチールグリットと熔融アルミナの P は、ブラストの処理条件によらずそれぞれ 4~8 kN と 3~6 kN となっており、スチールグリットが熔融アルミナに比して大きかった。また、 P と δ の関係については、ブラストの処理条件によらず載荷時に治具やドリーなどの不整による曲げの痕跡は、破壊面からは観察されなかった。この結果からも、 P と δ の関係から、信頼性の高い引張付着試験が実施できたと言える。

表 3.2 引張付着試験後のエポキシ樹脂の破壊状態

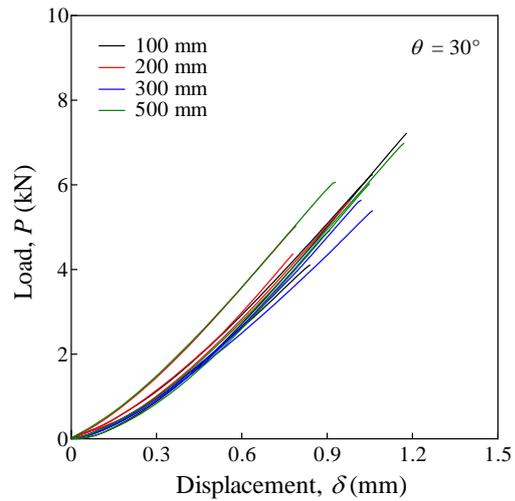
(a) スチールグリット



(b) 熔融アルミナ



(a) 投射角度 ($l = 300$ mm)



(b) 投射距離 ($\theta = 60$ $^\circ$)

図 3.5 スチールグリットのブラスト処理条件における荷重 P と変位 δ の関係

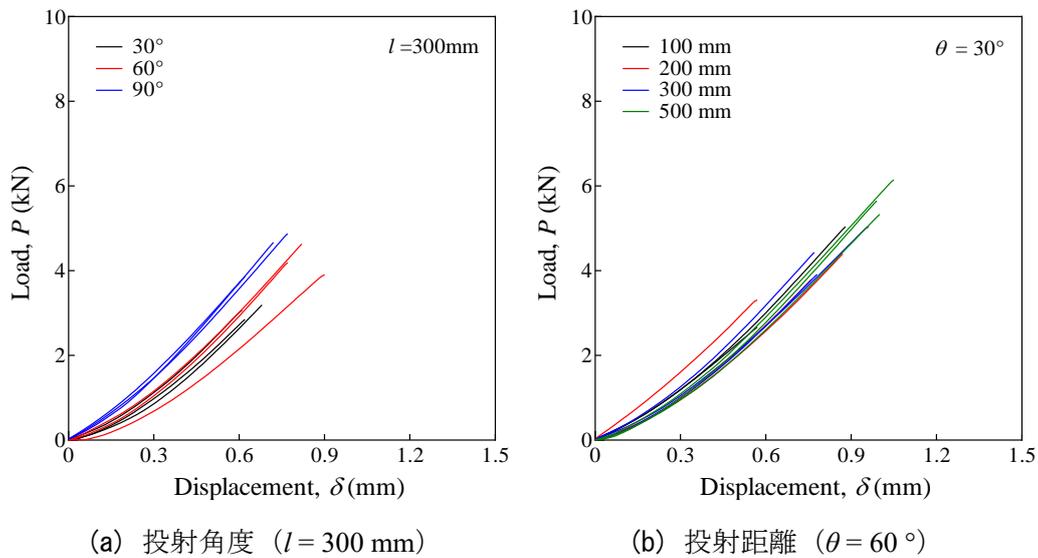


図 3.6 溶融アルミナのブラスト処理条件における荷重 P と変位 δ の関係

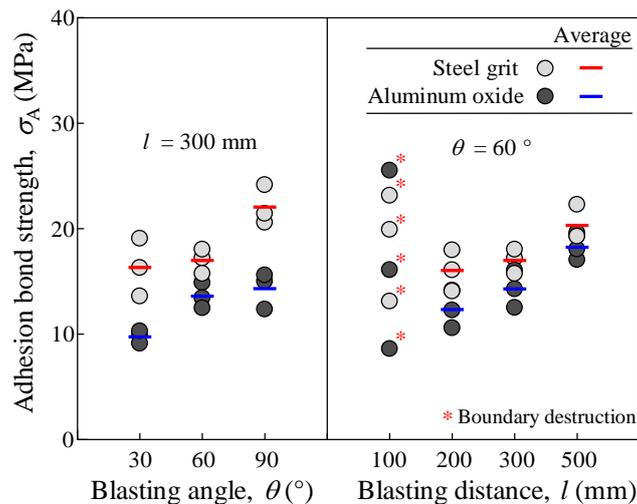


図 3.7 ブラスト処理条件における鋼素地とエポキシ樹脂の引張付着強度 σ_A

ブラスト処理条件における鋼素地とエポキシ樹脂の引張付着強度 σ_A を図 3.7 に示す。図中には、引張付着試験を 3 回行った結果、およびその平均値を示している。ここでは、各研削材、投射の角度 θ と距離 l を変化させた結果について示す。

l が 100 mm の場合を除く全ブラストの処理条件におけるスチールグリットと溶融アルミナのエポキシ樹脂の σ_A は、それぞれ 14.1~24.2 MPa と 9.12~19.6 MPa になっており、スチールグリットが溶融アルミナに比して約 23~55% 大きい。これは、2.4 に示し

たように、熔融アルミナでブラスト処理した鋼素地には、多量に研削材が残留しているため、エポキシ樹脂の付着性が低下したと考えられる。

いずれの研削材でも l が 100 mm の場合、全ブラストの処理条件に比してばらつきが大きくなっている。これは、前述したように、鋼素地の投射中央部がブラスト処理により減耗するため、中央部のエポキシ樹脂が厚くなったと考えられる。また、スチールグリットの θ が 30° の場合のばらつきも、他の θ の条件に比して大きくなっている。これは、2.4 に示すように、鋼素地の表面粗さのうねりが生じることで、ドリーの接着時にエポキシ樹脂の厚さに不整が生じたためと考えられる。

l が 100 mm の場合を除く全ブラストの処理条件における σ_A は、各研削材によらず同様な傾向になっており、 θ と l が増加するとともに増加する傾向である。この傾向は、第2章に示したブラストの処理条件における鋼素地の線粗さ、面粗さおよび鋼素地自体の外形線のフラクタル次元 D_B の傾向と同様である。このことから、 θ と l が増加するほど、鋼素地の表面性状は大きくなり、複雑なアンカーパターンが多く形成されるため、鋼素地とエポキシ樹脂間の有効接触面積が大きくなることで、エポキシ樹脂の引張付着強度が向上したと考えられる。

一方、熔融アルミナの場合、 θ および l が増加するほど、鋼素地の表面性状が大きくなるほど、研削材の残留も増加するが、エポキシ樹脂の σ_A が向上する。鋼素地に研削材や腐食生成物などが残留する場合、鋼素地と塗膜の密着性は低下するため、付着性に否定的な影響を与えることが知られている[20]-[22]。しかし、逆の傾向を示し、有効接触面積が大きくなるとともに研削材が残留も増加する場合、エポキシ樹脂の付着性が増加できると言える。

鋼素地とエポキシ樹脂の付着状態を検討するため、鋼素地に前述したドリーの付着と同様な方法でエポキシ樹脂を塗布し、硬化させたサンプルの断面を観察した。また、鋼素地とエポキシ樹脂の付着メカニズムを検討するため、断面画像を2値化処理することで抽出した鋼素地の外形線（以下、鋼素地自体の外形線）およびエポキシ樹脂の外形線についてフラクタル次元 D_B を算出した結果を示す。図中の黒線は鋼素地自体の外形線 $D_{B_Substrate}$ を示し、赤線はエポキシ樹脂の外形線 D_{B_Resin} を示している。 $D_{B_Substrate}$ と D_{B_Resin} の差異が小さいほど、鋼素地とエポキシ樹脂の密着性が高いことを意味する。

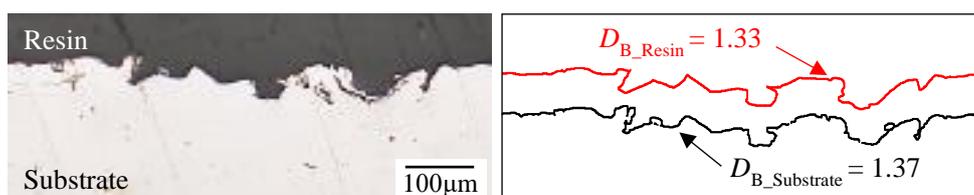


図 3.8 鋼素地の起伏によるエポキシ樹脂の付着状態
(スチールグリット, $\theta = 90^\circ$, $l = 300$ mm)

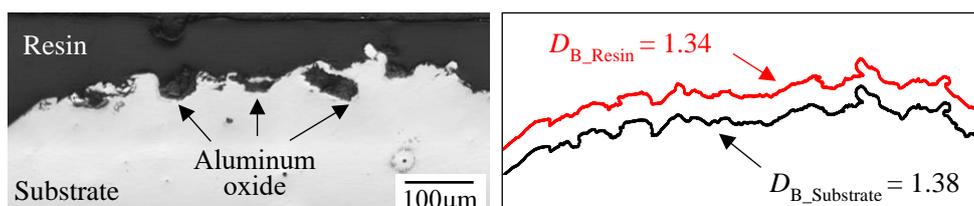


図 3.9 鋼素地の研削材残留によるエポキシ樹脂の付着状態
(溶融アルミナ, $\theta = 90^\circ$, $l = 300$ mm)

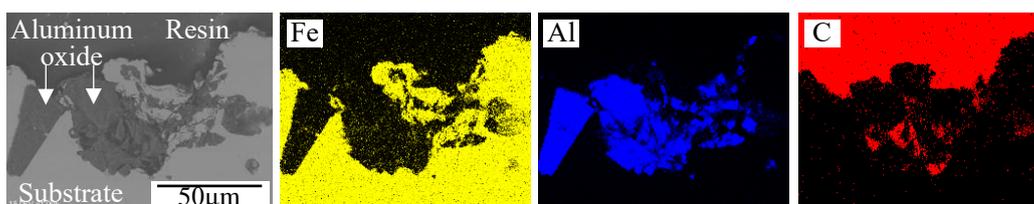


図 3.10 エポキシ樹脂の浸透状態 (溶融アルミナ, $\theta = 90^\circ$, $l = 300$ mm)

鋼素地の起伏によるエポキシ樹脂の付着状態を図 3.8 に示す. ここでは, スチールグリットを用いて, θ と l をそれぞれ 90° , 300 mm とした結果について示している. 鋼素地の複雑な起伏内部までにエポキシ樹脂が入り込んでいることが観察される. また, $D_{B_Substrate}$ と D_{B_Resin} の差異が 0.04 であるため, 鋼素地とエポキシ樹脂の密着性が高いと言える. このことから, 鋼素地の複雑な起伏のアンカーパターンの場合には, 鋼素地とエポキシ樹脂の嵌合効果により接着力を増加させると言える. そのため, 鋼素地に複雑な起伏のアンカーパターンが多い条件である θ が 90° , および l が 500 mm の場合には, エポキシ樹脂の付着力が大きくなると言える. 一方, 鋼素地に複雑な起伏が少ないアンカーパターンの条件である θ が 30° の場合については, エポキシ樹脂の付着力は小さくなりばらつきも大きくなると言える. したがって, 鋼素地のアンカーパターンがエポキシ樹脂の引張付着挙動に及ぼす影響は大きいと考えられる.

鋼素地の研削材の残留によるエポキシ樹脂の付着状態を図 3.9 に示す. ここでは, 溶融アルミナを用いて, θ と l をそれぞれ 90° , 300 mm とした結果について示している.

鋼素地の鋼素地の複雑な起伏内部には、研削材が残留しているが、研削材を含めた鋼素地の起伏内部までにエポキシ樹脂が入り込んでいることが観察される。また、 $D_{B_Substrate}$ と D_{B_Resin} の差異が 0.07 であるため、鋼素地とエポキシ樹脂の密着性が高いと言える。しかし、この結果からエポキシ樹脂が鋼素地に残留している研削材までに浸透状態を検討することは困難であるため、SEM-EDX 分析を行った。その結果を図 3.10 に示す。鋼素地に研削材が残留している領域を低真空の条件の下で SEM を用いて観察し、EDX により元素分析することで検討した。元素マッピングは Fe, Al および C について行った。図 3.10 に示すように、鋼素地に研削材は、砕けた形で鋼素地の起伏内部に突き刺さっており、その研削材の粒子の間にエポキシ樹脂が浸透していることが観察される。このことから、研削材の粒子とエポキシ樹脂が結合、硬化することで、大きな粒子を形成され、複雑なアンカーパターンと粒子の結合強度が増加すると考えられる。この結果から、図 3.7 に示した熔融アルミナの場合、 θ および l が増加するほど、鋼素地の表面性状が大きくなるほど、研削材の残留も増加するが、エポキシ樹脂の σ_A が向上させた要因であると考えられる。

各研削材、 θ および l を変化させてブラスト処理した鋼素地の表面性状とエポキシ樹脂の引張付着強度 σ_A の関係をそれぞれ図 3.11 に示す。ここでは、表面性状については、十点平均粗さ Rz_{jis} 、算術平均高さ Ra 、平均長さ RSm および鋼素地自体の外形線のフラクタル次元 D_B を示している。図中の実線は、 l が 100 mm のデータを除いて全データを対象とした表面性状に対する σ_A の回帰直線である。各研削材によらず Rz_{jis} 、 Ra 、 RSm および D_B が大きいほど、有効接触面積が大きくなるため、エポキシ樹脂の付着性が線形増加しており、相関性も高い。特に、 D_B と σ_A の相関性が他の線粗さのパラメータに比して比較的に高い。このことから、鋼素地のアンカーパターンがエポキシ樹脂の付着特性に及ぼす影響は大きいと言える。以上の結果から、鋼素地の線粗さ Rz_{jis} 、 Ra 、 RSm および D_B に対するエポキシ樹脂の付着強度 σ_A は、図 3.11 中の回帰式を用いて、おおよそ推定できると言える。

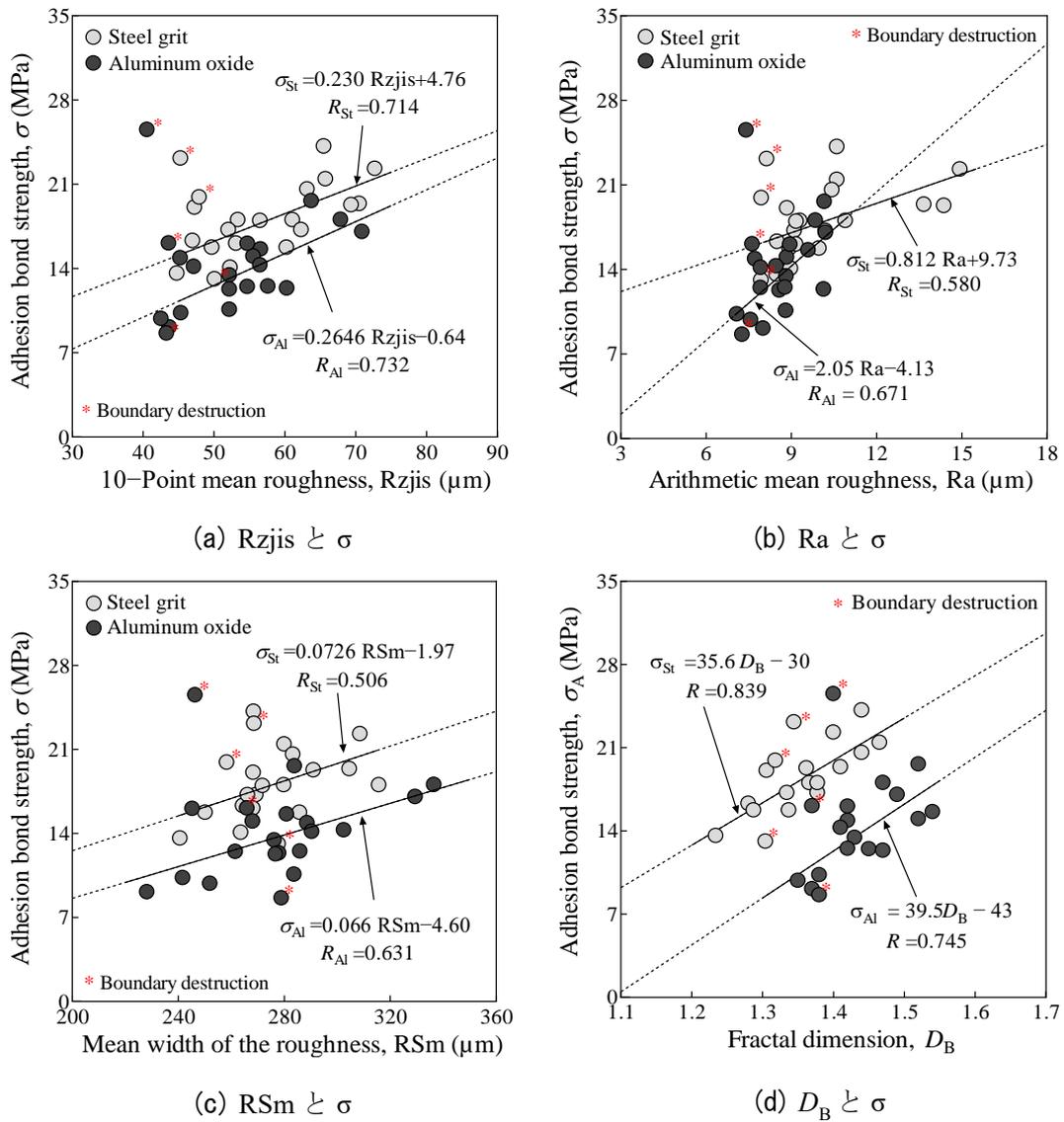


図 3.11 鋼素地の表面性状とエポキシ樹脂の引張付着強度の関係

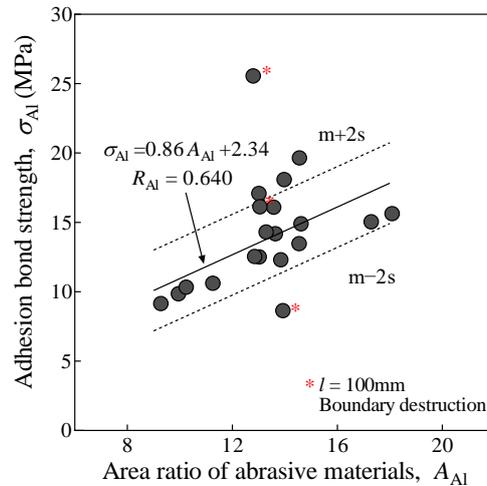


図 3.12 研削材の残留とエポキシ樹脂の引張付着強度の関係

研削材の残留とエポキシ樹脂の引張付着強度 σ_A の関係を図 3.12 に示す．ここでは、溶融アルミナを用いて投射角度 θ と距離 l を変化させた研削材の残留度 A_{Al} の結果である．図中の実線は、 l が 100 mm のデータを除いた全データを対象とした A_{Al} に対する σ_A の回帰直線である． A_{Al} は σ_A と相関性はある．以上の結果から、 A_{Al} に対するエポキシ樹脂の σ_A は、図中の回帰直線の式を用いることで、推定できると言える．

3.4 まとめ

第3章では、ブラスト処理した鋼材と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動を検討するため、引張付着試験を行った．また、第2章で明らかにしたブラスト処理の諸条件による鋼素地の表面性状および研削材の残留性状が塗膜やエポキシ樹脂の引張付着挙動に及ぼす影響を解明するため、鋼素地とエポキシ樹脂の表面起伏の外形線のフラクタル次元を算出し、SEM-EDX 分析を行うことで鋼素地とエポキシ樹脂の付着メカニズムを示した．さらに、鋼材の表面性状とエポキシ樹脂の引張付着強度の相関、および研削材の残留とエポキシ樹脂の引張付着強度の相関について検討した．

本章で得られた主な結果は、以下に示すとおりである．

- 1) 鋼素地と塗膜の引張付着強度は、鋼素地の表面粗さや研削材の残留度によらず、塗膜の凝集破壊強度で決定される．
- 2) 研削材の種類（スチールグリットと溶融アルミナ）によらず鋼素地とエポキシ樹脂の引張付着強度は、投射の角度と距離が増加するほど、増加する．スチールグ

第3章 ブラスト処理した鋼材と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動

リットでブラスト処理した鋼材とエポキシ樹脂の引張付着強度は、研削材に溶融アルミナを用いた場合に比して大きい。ただし、投射距離が 100 mm 以下となる場合を除く。

- 3) 投射距離が 100 mm の場合は、エポキシ樹脂の凝集破壊強度で引張付着強度が決定される。
- 4) 研削材のスチールグリットが残留していない鋼素地の場合、鋼素地の線粗さとアンカーパターンのフラクタル次元が大きいほど、鋼素地とエポキシ樹脂の引張付着強度は増加する。
- 5) 溶融アルミナを用いた研削材が残留する鋼素地の場合、鋼素地の線粗さとアンカーパターンのフラクタル次元が大きく、研削材の残留面積が大きくなるほど、鋼素地とエポキシ樹脂の引張付着強度は増加する。
- 6) 鋼素地の線粗さ、アンカーパターンのフラクタル次元と引張付着強度は線形の相関関係がある。フラクタル次元とエポキシ樹脂の引張付着強度には、高い相関がある。
- 7) 研削材に溶融アルミナを用いた場合、研削材の残留とエポキシ樹脂の引張付着強度には、線形の相関関係がある。

参考文献

- [1] Griffiths, B. J., Gawne, D. T., Dong, G.: The erosion of steel surfaces by grit-blasting as a preparation for plasma spraying, *Wear*, Vol.194, No.1-2, pp.95-102, 1996.
- [2] Guzanová, A., Brezinová, J., Draganovská, D., Jaš, F.: A study of the effect of surface pretreatment on the adhesion of coatings, *Journal of Adhesion Science and Technology*, Vol.28, No.17, pp.1754-1771, 2014.
- [3] Bobzin, K., Öte, M., Linke, T. F., Sommer, J., Liao, X.: Influence of process parameter on grit blasting as a pretreatment process for thermal spraying, *Journal of thermal spray technology*, Vol.25, No.1, pp.3-11, 2016.
- [4] 桑嶋孝幸, 森田侑輝, 脇裕之: ジルコニア溶射皮膜の密着性と表面粗さパラメータの関係, *日本溶射学会誌 溶射*, 56 巻, 3 号, 2019.
- [5] 日本道路協会: 鋼道路橋防食便覧, 2014.
- [6] ISO 8501-1 : Preparation of steel substrates before application of paints and related products—Visual assessment of surface cleanliness—Part 1: Rust grades and preparation grades of uncoated steel substrates and of steel substrates after overall removal of previous coatings, 2007.
- [7] (一財) 日本工業規格: JIS H 8300「亜鉛, アルミニウム及びそれらの合金溶射」, 2011.
- [8] (一財) 日本工業規格: JIS Z 0313「素地調整用ブラスト処理面の試験及び評価方法」, 2004
- [9] (一財) 日本工業規格: JIS B 0601「製品の幾何特性仕様 (GPS) —表面性状: 輪郭曲線方式—用語, 定義及び表面性状パラメータ」, 2013.
- [10] The Society for Protective Coatings (SSPC) : Joint Surface Preparation Standard, NACE No.2/SSPC-SP10: Near-White Metal Blast Cleaning, 2007.
- [11] 杉浦江, 小林朗, 稲葉尚文, 本間淳史, 大垣賀津雄, 長井正嗣: 鋼部材腐食損傷部の炭素繊維シートによる補修技術に関する設計・施工法の提案, *土木学会論文集 F*, 65 巻, 1 号, 2009.
- [12] Fernando, D., Teng, J. G., Yu, T., Zhao, X. L.: Preparation and characterization of steel surfaces for adhesive bonding, *Journal of Composites for Construction*, 17(6), 2013.

- [13] Li, A., Xu, S., Wang, H., Zhang, H., Wang, Y.: Bond behaviour between CFRP plates and corroded steel plates, *Composite Structures*, 220, pp.221-235, 2019.
- [14] Yang, M., Kainumaa, S., Xie, J., Liu, W., Liu, Y.: Bond behavior between CFRP and corroded steel plate associations with surface treatments, *Composites Part B: Engineering*, Volume 246, 2022.
- [15] Critchlow, G. W., Yendall, K. A., Bahrani, D., Quinn, A., Andrews, F.: Strategies for the replacement of chromic acid anodising for the structural bonding of aluminium alloys, *International Journal of Adhesion and Adhesives*, Vol.26, No.6, pp.419-453, 2006.
- [16] Wang, B., Bai, Y., Hu, X., Lu, P.: Enhanced epoxy adhesion between steel plates by surface treatment and CNT/short-fibre reinforcement, *Composites Science and Technology*, Vol.127, pp.149-157, 2016.
- [17] (一財) 日本工業規格 : JIS K 5551 「構造物用さび止めペイント」, 2008.
- [18] 貝沼重信, 郭小竜, 小林淳二, 武藤和好, 宮田弘和 : NaCl による高腐食性環境における Al-5Mg 合金溶射皮膜の耐食・防食特性に関する基礎的研究, 土木学会論文集 A1 (構造・地震工学), Vol.72, No.3, pp.440-452, 2016.
- [19] (一財) 日本工業規格 : JIS K 5600 「塗料一般試験方法-第 5 部 : 塗膜の機械的性質- 第 7 節 : 付着性 (プルオフ法)」, 2014.
- [20] Amsterdam : Adhesion Science and Engineering, M. Chaudhury, D.A. Dillard, A.V. Pocius, pp. 317-349, 2002.
- [21] Brockmann, W.: Durability of adhesion between metals and polymers, *The Journal of Adhesion*, Vol.29, No.1-4, pp.53-61, 1989.
- [22] Islam, M. S., Tong, L., Falzon, P. J.: Influence of metal surface preparation on its surface profile, contact angle, surface energy and adhesion with glass fibre prepreg, *International Journal of Adhesion and Adhesives*, Vol.51, pp.32-41, 2014.

第4章 ブラスト処理した鋼材の腐食特性

4.1 はじめに

ブラスト処理による鋼素地調整は、鋼素地の腐食性に影響を及ぼすことが知られている。先行研究[1]-[6]では、ショットブラスト処理で形成される鋼素地の表面粗さ、クレーターおよび圧縮残留応力などが腐食性に及ぼす影響について検討されている。しかし、グリットブラスト処理した鋼素地の表面性状が電気化学特性に及ぼす影響については、検討されておらず、明らかにされていない。

第4章では、ブラスト処理の諸条件が鋼素地の腐食特性に及ぼす影響を解明することを目的とした。そのために、まず、鋼素地の腐食特性を電気化学的に検討するため、分極曲線とインピーダンス (Electrochemical Impedance Spectroscopy) (以下、EIS) を測定した。その後、分極曲線のターフェル外挿法による腐食電位と腐食電流密度を算出することで、電気化学特性を定量評価した。さらに、腐食電流密度から腐食速度を求めることで、鋼素地の表面性状や研削材の残留が腐食特性に及ぼす影響を明らかにした。

4.2 電気化学試験の方法

ブラスト処理条件における鋼素地が腐食特性に及ぼす影響について基礎的指標を得るために、鋼素地の分極曲線と EIS を測定した。なお、本試験は一般の電気化学試験と同様に浸漬環境で行ったため、本試験条件では乾湿や付着塩分などによる腐食環境の変化、および塗装や金属溶射などの防食皮膜による影響を考慮できない。

試験体に用いた鋼板 (以下、Milling 鋼板) は機械切削後、ブラスト処理した。ブラスト条件は第2章に示した条件と同様である。ブラスト処理後の鋼素地は、エアー洗浄とイオン交換水で超音波洗浄 (周波数: 43 kHz, 水温: 60 °C, 5 min) を行った。その後、鋼素地の投射中央部の対象面積 100 mm² 以外の領域は、電気試験用テープ (3M ㈱社製、めっき用マスキングテープ 470) を用いてマスキングした。

電気化学試験の概要図を図 4.1 に示す。電気化学試験は、室内環境 (約 25 °C, 約 60 %RH) 下で行い、ポテンショスタット (AMETEK ㈱社製, Versa STAT 4) を用いて測定した。電解液は、塗膜下腐食の発生の主要因である Cl に対する鋼素地の電気化学特性を検討するために 3.5 mass% NaCl aq とした。対極と参照電極には、それぞれ Pt 板

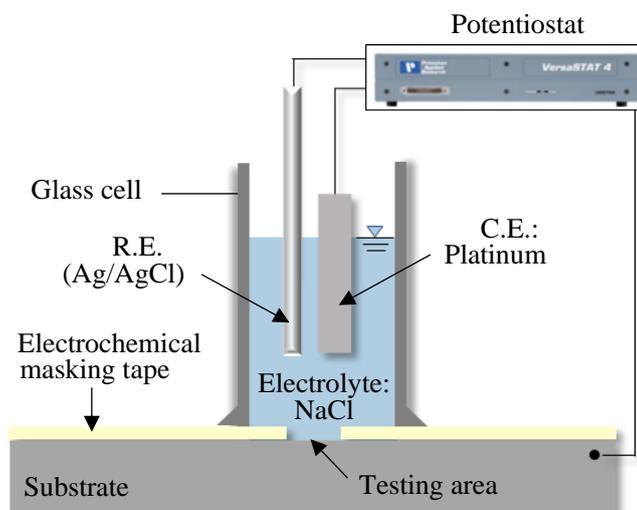


図 4.1 電気化学試験の概要図

と Ag/AgCl (飽和 KCl) 電極を用いた。分極曲線と EIS の測定は、各電極試料を電解液に 1 時間浸漬して、試験体の電位が定常に達した後に実施した。分極曲線の測定について電位掃引速度と範囲は、それぞれ 10 mV/min と自然電位に対して ± 250 mV とした。また、分極曲線の電位による試験体の水溶液中におけるイオン化、および腐食電流密度による腐食速度を評価した。EIS の測定は、10 mHz \sim 100 kHz の周波数範囲で変化させて測定した。

4.3 鋼素地の表面性状が電気化学特性に及ぼす影響

4.3.1 分極曲線の結果

各研削材を用いてブラスト処理した鋼板（以下、ブラスト鋼板）を 3.5 mass% NaCl aq に 1 時間浸漬した後、分極曲線を測定した結果を図 4.2 と図 4.3 に示す。ここでは、Milling 鋼板に対して、2 種類の研削材、投射角度 θ および距離 l を変化させてブラスト処理した鋼板を対象とした結果を示している。

図 4.2 と図 4.3 に示すように、いずれの処理条件においても分極曲線は同様な形態になっている。アノード曲線では、電位 E が高くなるにしたがって、電流 i が大きくなっている。一方、カソード曲線では、各研削材と処理条件によらず i が約 $10 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ で一定電流値となっており、有意差はないことが見られる。これは、カソード曲線の i が E に依存しない O_2 の拡散律速状態になることに起因する[7], [8]。このことから、ブラ

ストの処理条件における鋼素地の表面性状は異なるため、カソード曲線の拡散限界電流密度に影響を与えられられる。

また、Milling 鋼板の分極曲線は、ブラスト鋼板に比して貴になっている。図 4.2 に示すように、スチールグリットの分極曲線は、 θ が減少するほど、 i が増加するほど、卑になっている。図 4.3 に示すように、熔融アルミナの分極曲線は、 θ が増加するほど、卑になっている。一方、 i の変化による有意差は見えない。

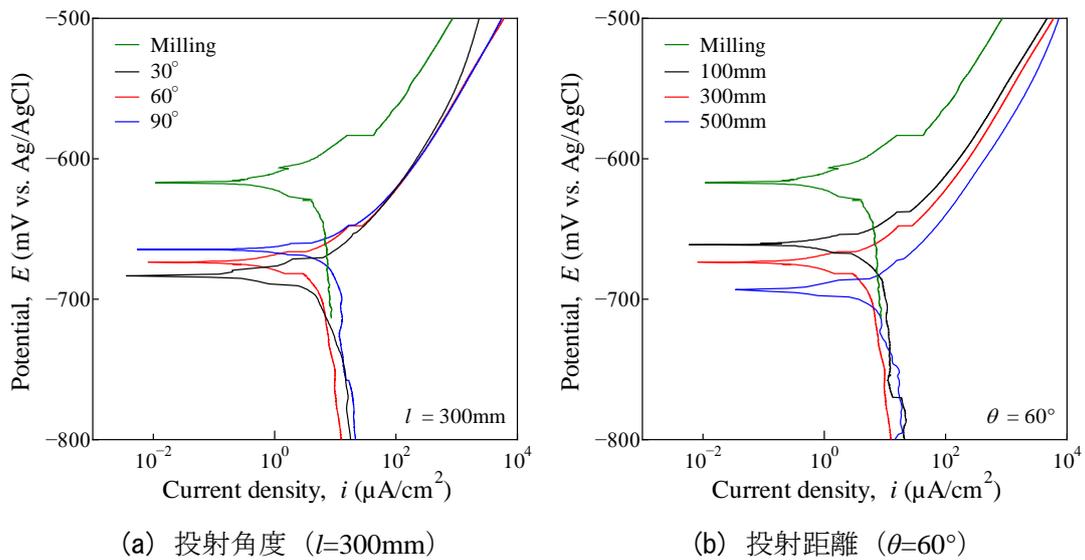


図 4.2 鋼素地の分極曲線の特性 (スチールグリット)

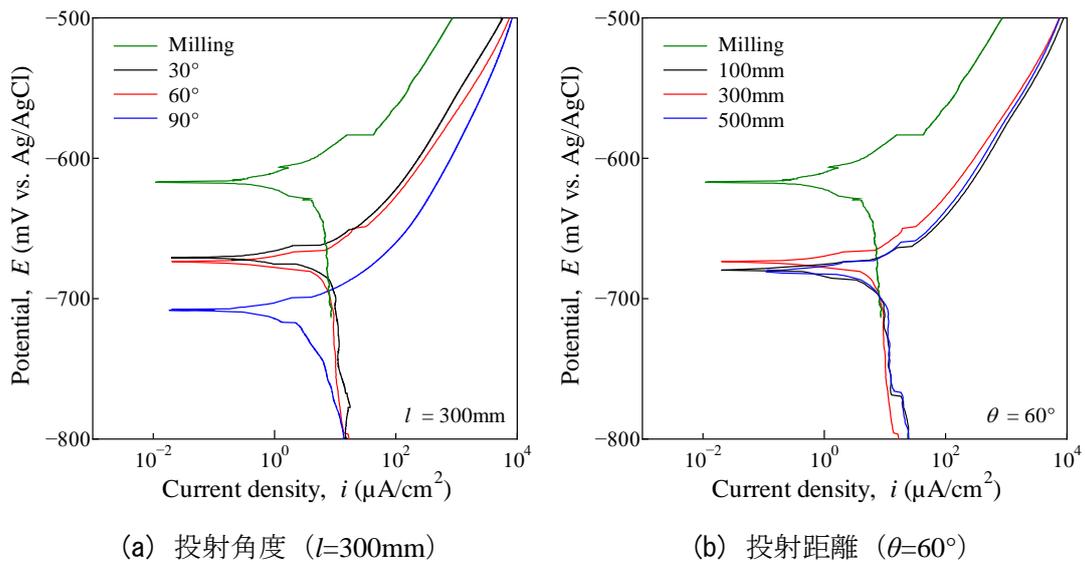
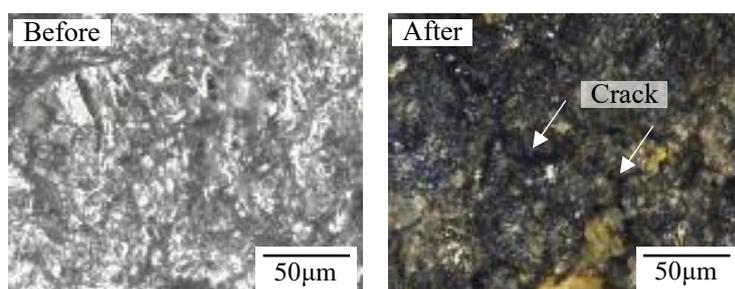


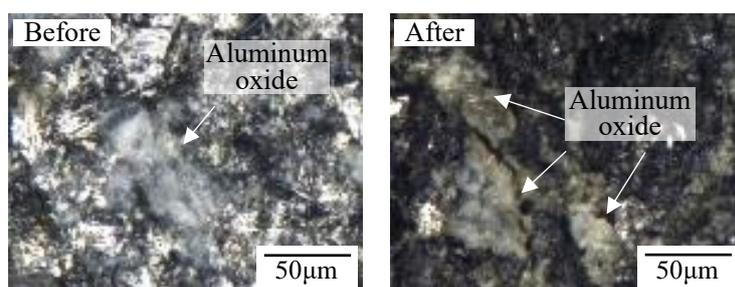
図 4.3 鋼素地の分極曲線の特性 (熔融アルミナ)

第4章 ブラスト処理した鋼材の腐食特性

ブラスト鋼板を 3.5 mass% NaCl aq に浸漬した鋼素地の表面と断面の腐食状態をそれぞれ図 4.4 と図 4.5 に示す。図 4.5 に示す画像は、総延長が 20 mm に達するまで観察・記録を繰り返し、平均的な腐食状態を抽出している。投射の角度 θ および距離 l によらず鋼素地のアンカーパターンが観察される。ここでは、投射の圧力 p 、角度 θ および距離 l をそれぞれ 0.7 MPa、 60° および 300 mm として、各研削材を変化させた結果について示す。

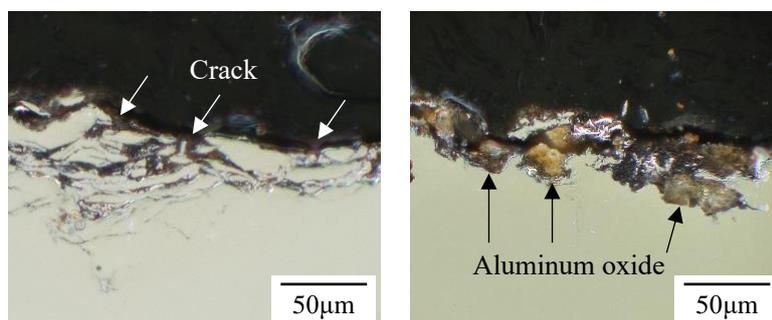


(a) スチールグリット



(b) 溶融アルミナ

図 4.4 3.5 mass% NaCl aq に浸漬前後の鋼素地表面の腐食状態 ($\theta=60^\circ$, $l=300\text{mm}$)



(a) スチールグリット

(b) 溶融アルミナ

図 4.5 3.5 mass% NaCl aq に浸漬後の鋼素地断面の腐食状態 ($\theta=60^\circ$, $l=300\text{mm}$)

図 4.4 (a) と図 4.5 (a) に示すように、スチールグリットの場合、浸漬した後の鋼素地に全面的に腐食が発生しており、鋼素地にクラックが観察される。また、そのクラックから内部まで腐食が発生している。これは、クラックは不安定な表面領域に腐食を加速させ[1]、電解液がクラックに沿って浸透するため、内部まで腐食したと考えられる。一方、図 4.4 (b) と図 4.5 (b) に示すように、熔融アルミナの場合、鋼素地に残留している研削材の領域以外に腐食が発生している。これは、2.1 に示したように、熔融アルミナの主成分である Al_2O_3 は、耐食性が高いため[11]-[13]、鋼素地に残留している研削材の領域は腐食しにくくなった。なお、鋼素地に研削材が残留しているだけでなく、ブラストの吐出圧により鋼素地の内部まで食い込んでいるため、電解液が浸透しにくくなったと考えられる。

分極曲線をターフェル外挿法による腐食電位 E_{corr} 、腐食電流密度 i_{corr} を求めて、その腐食電流密度から腐食速度 CR を算出した結果を表 4.1 に示す。本研究では腐食速度を算出できる i_{corr} [9]を用いて、分極曲線の電気化学特性を評価した。なお、 i_{corr} は小さくなるほど、鋼材の耐食性は高くなる。また、 i_{corr} は電極反応面積と相関があるため[10]、ここでは、第 2 章で示した鋼素地の表面性状との関係について検討した。また、 i_{corr} と次式を用いて、腐食速度 CR を算出した。

$$m = \frac{M \cdot i_{\text{corr}}}{F \cdot z} \quad (4.1)$$

m : 物質の質量, M : Fe のモル質量, i_{corr} : 腐食電流 ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$) ,
 F : ファラデー定数, z : イオンの価数

$$\text{CR} = \frac{m \cdot t}{\rho_m \cdot A} \quad (4.2)$$

CR : 腐食速度 (mm/yr) , m : 物質の質量, t : 予測する腐食期間 (1 年) ,
 ρ_m : Fe の密度(g/cm^3), A : 面積 (cm^2)

第4章 ブラスト処理した鋼材の腐食特性

表 4.1 分極曲線から求めた腐食電位，腐食電流密度および腐食速度

Specimen	Angle θ (°)	Distance l (mm)	E_{corr} (mV _{Ag/AgCl})	i_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Corrosion rate CR (mm/yr)	
Milling	—	—	- 603	5.56	0.064	
Steel grit	30	300	- 682	6.20	0.072	
	60		- 674	11.7	0.136	
	90		- 665	14.3	0.166	
	60		100	- 661	8.76	0.102
			300	- 673	9.78	0.113
			500	- 693	13.9	0.161
Aluminum oxide	30	300	- 671	12.5	0.145	
	60		- 674	8.67	0.100	
	90		- 708	5.61	0.065	
	60		100	- 678	8.29	0.096
			300	- 676	9.08	0.105
			500	- 681	9.37	0.109

表 4.1 に示すように，Milling 鋼板の E_{corr} は -603 mV_{Ag/AgCl} であり，ブラスト鋼板に比して貴になっている．ブラスト鋼板については， E_{corr} は -661～-708 mV_{Ag/AgCl} になっている．また，Milling 鋼板の i_{corr} は，5.56 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ であり，ブラスト鋼板に比して最も小さくなっている．ブラスト鋼板については， i_{corr} は 6.2～13.9 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ となっており，研削材や投射の角度と距離による i_{corr} 値の差は小さい．各研削材によらず E_{corr} と i_{corr} は， θ に対して同様な傾向であるが， l に対して異なる傾向になっている．

スチールグリットの場合， θ と l が増加にしたがって， i_{corr} が大きくなっている． i_{corr} の傾向は，第 2 章に示したブラストの処理条件における鋼素地の線粗さ，面粗さおよび研削材を除いた鋼素地自体の外形線のフラクタル次元 D_B の傾向と同様であった． θ と l が増加するとともに，鋼素地の線粗さ，面粗さおよび D_B が増加し，腐食反応面積は大きくなるため， i_{corr} が増加したと考えられる．

熔融アルミナの場合， θ が増加するほど， i_{corr} が減少している．また， l が増加するほど， i_{corr} が若干増加するが，それらの差異は微小である． θ に対する i_{corr} の傾向は，ブラストの処理条件における鋼素地の線粗さ，面粗さ， D_B および研削材の残留と逆になっている．この結果から，鋼素地の表面性状に比して研削材の残留が熔融アルミナの i_{corr} に著しく影響を及ぼすと考えられる．また， θ が増加するとともに，鋼素地に研削材の残留が増加し，電極反応面積が小さくなるため， i_{corr} が減少したと考えられる．

腐食速度 CR では，研削材や投射の角度と距離によらず， i_{corr} と同様の傾向となって

いる。ブラスト鋼板のCRでは、Milling鋼板のCRに比して最大2.6倍大きくなっている。また、ブラスト鋼板についても、投射角度と距離が変化することで、1.1～.3倍の差異が生じているが、これらのCRは著しく小さい。

4.3.2 インピーダンスの結果

ブラスト処理した鋼素地をインピーダンス測定した結果から得られたNyquist線図を図4.6と図4.7に示す。また、図4.8に示す等価回路[14],[15]を用いてインピーダンス特性を解析した結果および腐食速度を表4.2に示す。ここで、 R_s 、 CPE および R_{ct} は、それぞれ溶液抵抗、鋼素地と溶液界面の電気二重層容量、および電荷移動抵抗を示している。なお、腐食速度CRについては、Stern-Geary定数[16]を R_{ct} で除すことで腐食電流密度 i_{corr} 算出した後、4.3.1に示した式4.1と式4.2でCRを算出した。ここで、 K の定数は金属の種類や環境条件によって決定するが、本試験では工学的検討で一般に用いられる値0.0209Vを用いた。ここでは、Milling鋼板に対して、各研削材、投射角度 θ および距離 l を変化させてブラスト処理した鋼板を対象とした。

$$i_{corr} = \frac{K}{R_{ct}} \quad (4.3)$$

i_{corr} ：腐食電流 ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$) , K ：Stern-Geary定数 (0.0209 V) ,
 R_{ct} ：分極抵抗値 (Ωcm^2)

図4.6と図4.7に示すNyquist線図の形状は、試験体によらずほぼ同様の半円形になっている。また、表4.2に示す n は指数関数を示しており、その値は試験体によらず、0.773～0.824になっていることから、図4.6と図4.7で示したNyquist線図の形状がほぼ同様の半円形状であると言える。Milling鋼板のNyquist線図の半円の直径は、ブラスト鋼板に比して著しく大きくなっている。また、ブラスト鋼板に対する半円の直径は、スチールグリットの場合、 θ が $90^\circ < 60^\circ < 30^\circ$ 、 l が $500\text{ mm} < 300\text{ mm} < 100\text{ mm}$ の順となっている。なお、熔融アルミナの場合、 θ が $30^\circ < 60^\circ < 90^\circ$ 、 l が $500\text{ mm} < 300\text{ mm} < 100\text{ mm}$ の順となっている。

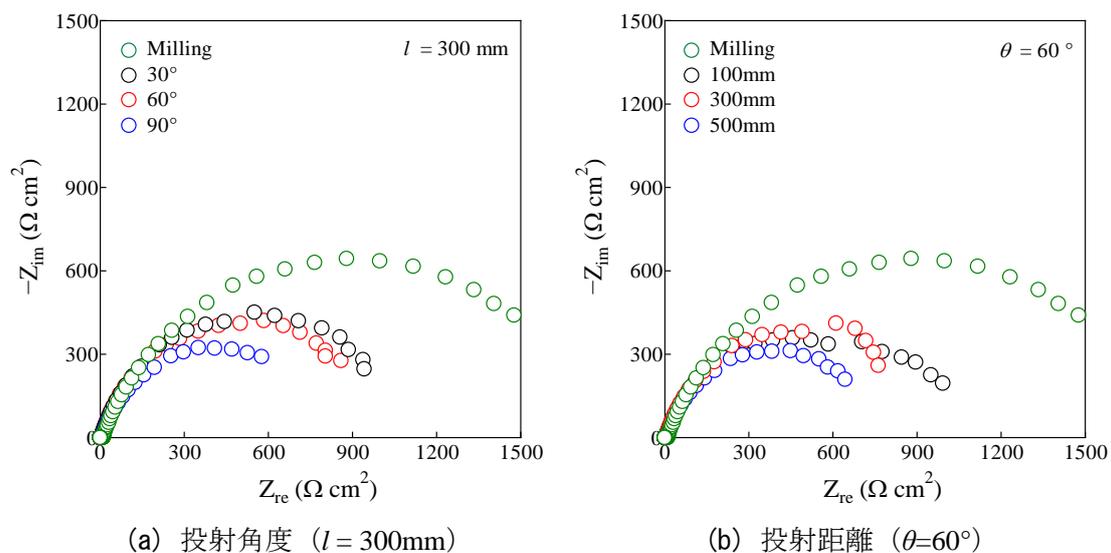


図 4.6 鋼素地の Nyquist 線図 (スチールグリット)

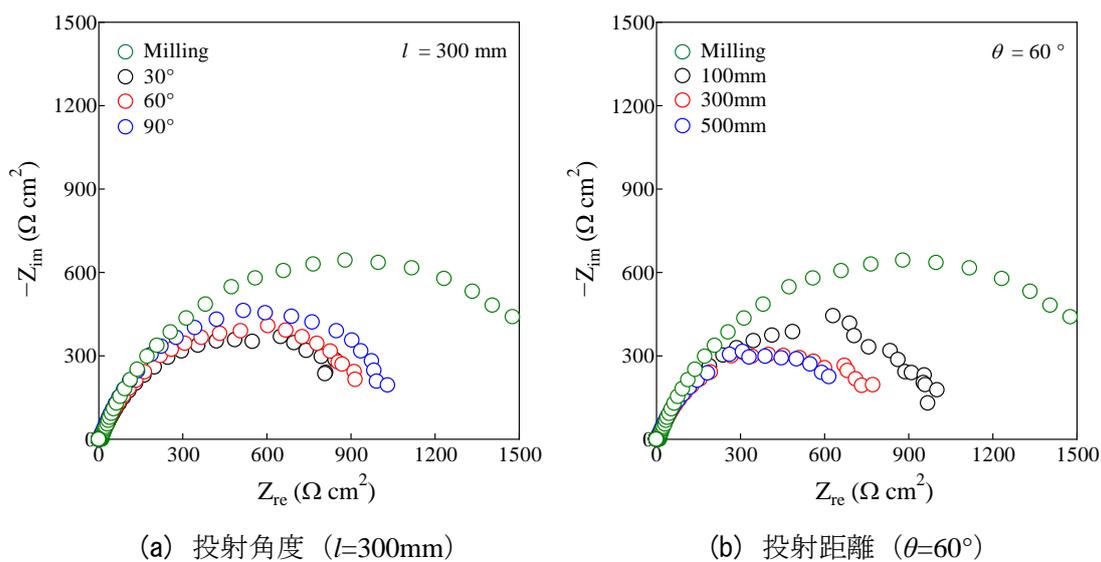


図 4.7 鋼素地の Nyquist 線図 (熔融アルミナ)

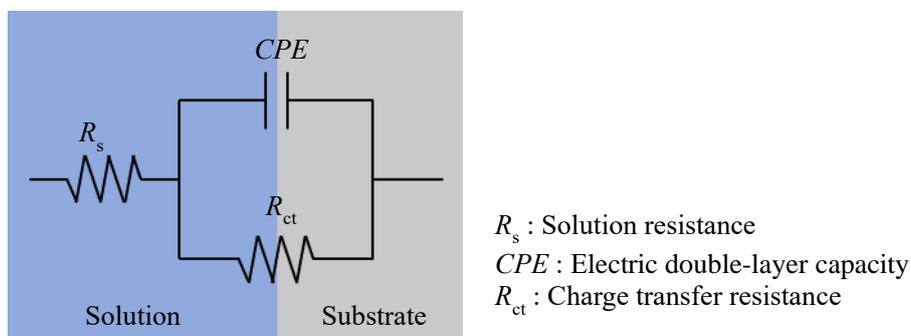


図 4.8 等価回路

表 4.2 等価回路によるインピーダンスの特性の解析結果および腐食速度

Specimen	Angle θ (°)	Distance l (mm)	R_s (Ωcm^2)	CPE ($\times 10^{-3}$) ($\Omega^{-1}\text{cm}^{-2}$)	n	R_{ct} (Ωcm^2)	i_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Corrosion rate CR (mm/yr)	
Milling	—	—	9.60	0.317	0.790	1,771	11.8	0.137	
Steel grit	30	300	3.23	1.67	0.824	1,144	18.3	0.212	
	60		3.35	2.62	0.819	1,077	19.4	0.225	
	90		4.45	1.92	0.773	977	21.4	0.248	
	60		100	4.57	1.86	0.816	1,057	19.8	0.229
			300	4.57	1.85	0.818	1,003	20.8	0.241
			500	4.46	2.01	0.793	859	24.3	0.282
Aluminum oxide	30	300	4.72	2.27	0.739	1,104	18.9	0.219	
	60		3.96	1.76	0.766	1,117	18.7	0.217	
	90		4.14	1.53	0.792	1,211	17.3	0.200	
	60		100	4.42	0.908	0.770	1,102	19.0	0.220
			300	3.78	2.25	0.777	881	23.7	0.275
			500	4.53	2.32	0.796	855	24.4	0.283

表 4.2 に示すように、Milling 鋼板の R_{ct} は、ブラスト鋼板に比して最も大きくなっている。ブラスト鋼板について R_{ct} は、研削材とブラスト処理条件における Nyquist 線図の半円の直径の傾向と同様の傾向を示している。鋼素地に研削材が残留しないスチールグリットの場合、 θ と l が減少するほど、 R_{ct} が増加するため、腐食しにくくなると言える。また、鋼素地に研削材が残留する溶融アルミナの場合、 θ が増加するほど、 l が減少するほど、 R_{ct} が増加している。

腐食速度 CR では、ブラスト鋼板の CR では、Milling 鋼板の CR に比して 1.5~2.1 倍大きくなっている。ブラスト鋼板については、スチールグリットの場合、 θ と l が減少するほど、CR が小さくなっている。また、溶融アルミナの場合、 θ が増加するほど、 l が減少するほど、CR が小さくなっている。このように、研削材によらず θ と l が変化することで、CR は 1.1~1.3 倍の差異が生じているが、これらの著しく小さい。

4.4 まとめ

第4章では、ブラストの諸条件が鋼材の腐食特性に及ぼす影響を解明するため、鋼素地の分極曲線とインピーダンスを測定した。また、分極曲線のターフェル外挿法による腐食電位と腐食電流密度を求めて、その腐食電流密度から腐食速度を算出することで、鋼素地の表面性状や研削材の残留が腐食特性に及ぼす影響を明らかにした。

本章で得られた主な結果は、以下に示すとおりである。

- 1) 研削材にスチールグリットを用いた研削材が残留していない鋼素地の場合、投射面に対する投射の角度と距離が減少するほど、また、鋼素地の表面粗さが小さくなるほど、鋼素地の腐食性が低下するが、それらの腐食速度の差異は小さい。
- 2) 熔融アルミナを用いた研削材が残留する鋼素地の場合、投射の角度が増加するほど、研削材の残留面積が増加するほど、鋼素地の腐食性が低下するが、その腐食速度は小さい。

参考文献

- [1] Kovacı, H., Bozkurt, Y. B., Yetim, A. F., Aslan, M., Çelik, A.: The effect of surface plastic deformation produced by shot peening on corrosion behavior of a low-alloy steel, *Surface and Coatings Technology*, Vol.360, pp.78-86, 2019.
- [2] Pour-Ali, S., Kiani-Rashid, A. R., Babakhani, A.: Surface nanocrystallization and gradient microstructural evolutions in the surface layers of 321 stainless steel alloy treated via severe shot peening, *Vacuum*, Vol.144, pp.152-159, 2017.
- [3] Azar, V., Hashemi, B., Yazdi, M. R.: The effect of shot peening on fatigue and corrosion behavior of 316L stainless steel in Ringer's solution, *Surface and Coatings technology*, Vol.204, No.21-22, pp.3546-3551, 2010.
- [4] Hashemi, B., Yazdi, M. R., Azar, V.: The wear and corrosion resistance of shot peened–nitrided 316L austenitic stainless steel, *Materials & Design*, Vol.32, No.6, pp.3287-3292, 2011.
- [5] Wang, T., Yu, J., Dong, B.: Surface nanocrystallization induced by shot peening and its effect on corrosion resistance of 1Cr18Ni9Ti stainless steel, *Surface and Coatings Technology*, Vol.200, No.16-17, pp.4777-4781, 2006.
- [6] Bagherifard, S., Hickey, D. J., Fintová, S., Pastorek, F., Fernandez-Pariente, I., Bandini, M., Guagliano, M.: Effects of nanofeatures induced by severe shot peening (SSP) on mechanical, corrosion and cytocompatibility properties of magnesium alloy AZ31. *Acta biomaterialia*, Vol.66, pp.93-108, 2018.
- [7] 西方篤：はじめての電気化学計測—まず計測してみよう 分極曲線を測定しよう, *Electrochemistry*, Vol.67, No.8, pp.879-883, 1999.
- [8] 春名匠：II. 腐食の電気化学測定法の基礎-腐食電位, *材料と環境*, Vol.67, No.1, pp.2-8, 2018.
- [9] 韓国コンクリート学会：コンクリート構造物の鉄筋腐食の診断と防止対策, 2014.
- [10] Zhang, Z., Qian, Y., Xu, J., Zuo, J., Li, M.: Corrosion behaviors of Cr₂AlC/ α -Al₂O₃ composites in 3.5 wt.% NaCl aqueous solution, *Ceramics International*, Vol.46, No.8, pp.11846-11853, 2020.

- [11] Ralph, B., Yuen, H. C., Lee, W. B.: The processing of metal matrix composites—an overview, *Journal of materials processing technology*, Vol.63, No.1-3, pp.339-353, 1997.
- [12] Yasir, M., Zhang, C., Wang, W., Xu, P., Liu, L.: Wear behaviors of Fe-based amorphous composite coatings reinforced by Al₂O₃ particles in air and in NaCl solution, *Materials & Design*, Vol.88, pp.207-213, 2015.
- [13] Jamali, F., Danaee, I., Zaarei, D.: Effect of nano - silica on the corrosion behavior of silicate conversion coatings on hot - dip galvanized steel, *Materials and Corrosion*, Vol.66, No.5, pp.459-464, 2015.
- [14] He, S., Wang, Z., Hu, J., Zhu, J., Wei, L., Chen, Z.: Formation of superhydrophobic micro-nanostructured iron oxide for corrosion protection of N80 steel, *Materials & Design*, Vol.160, pp.84-94, 2018.
- [15] 星芳直, 板垣昌幸 : II. 腐食の電気化学測定法の基礎-電気化学インピーダンス, *材料と環境*, Vol.67, No.2, pp.55-58, 2018.
- [16] Stern, M., Geary, AL.: Electrochemical polarization I. A theoretical analysis of the shape of polarization curves, *Journal of The Electrochemical Society*, 104, pp.56-63, 1957.
- [17] 貝沼重信, 山本悠哉, 伊藤義浩, 林秀幸, 押川渡 : 腐食生成物層の厚さを用いた無塗装普通鋼材の腐食深さとその経時性の評価方法, *材料と環境*, Vol.61, No.7, pp.483-494, 2012.

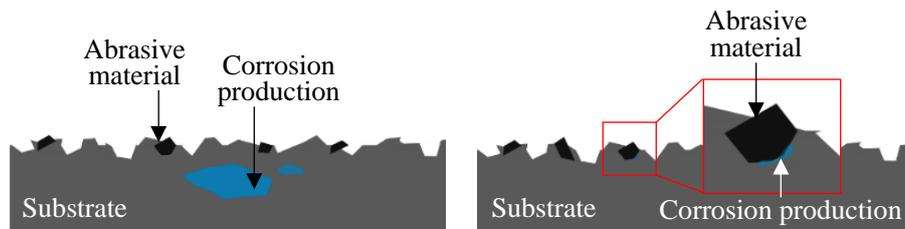
第5章 ブラスト処理した腐食鋼材のターニング特性

5.1 はじめに

飛来海塩や凍結防止剤の付着に起因して鋼部材が重度腐食した場合、その塩類や腐食生成物をブラスト処理で十分に除去することは困難になる[1]。また、第2章で述べたように、ブラスト処理に研削材を溶融アルミナを用いた場合、鋼素地に研削材が残留する。したがって、ブラスト処理後の鋼素地には、図5.1に示すように、塩類や腐食生成物に加え、研削材も残留すると言える。しかし、ブラスト処理後の鋼素地の評価は、一般に代表写真例[2]などを用いた目視による定性評価で行われるため、鋼素地の表面や内部に残留する塩類や腐食生成物を適正に評価することは困難である。鋼素地に残留した塩類を含む腐食生成物が起点となり、鋼素地に戻りさび（ターニング）が発生することは知られているが、塩類を含む腐食生成物に加え、鋼素地に残留する研削材がターニングに及ぼす影響の詳細については不明である。また、ターニングに配慮して、ブラスト処理後から塗装までの作業時間は、日本国内では4時間から最大24時間以内と規定されているが[1], [2]、その学術的根拠は見当たらない。

先行研究[3]では、ブラスト処理した鋼素地に防せい剤を塗布することで、ブラスト処理後から金属溶射の施工までの時間を延長させることが検討されている。しかし、ブラスト処理の研削材、鋼素地の塩類や腐食生成物、および研削材の残留がターニングの発生や進行の経時性に及ぼす影響については検討されていない。

第5章では、ブラスト処理した腐食鋼材のターニング特性の解明を目的とした。そのために、まず、第2章で明らかにした鋼材の表面粗さや研削材の残留がターニングの経時挙動に及ぼす影響を検討するため、腐食面積と起点数の評価に加え、空間統計学的手法である空間点過程により腐食発生分布を分析した。さらに、ターニングした鋼素地の表面活性を電気化学試験を行うことで評価した。



(a) 腐食生成物の残留状況

(b) 研削材の残留状況

図 5.1 腐食生成物と研削材の残留状況の例

5.2 ブラスト処理した腐食鋼板のターニングの経時挙動

5.2.1 試験方法

試験体の供試鋼材には、板厚 6 mm の JIS G 3106 SM490A の普通鋼板を用いた。試験体の寸法は 30×70 mm とした。試験体には、均一に塩分を付着させるために、高精度な定量塩付着方法である超音波噴霧[4]を用いた。飛来海塩分環境において鋼道路橋の部位による付着塩分量は、数 1000～数 10,000 mg/m² を超えるとの報告がある[5], [6]。この手法で、試験体の表面に付着塩分量が 1000 mg/m² に相当する塩分を付着させた。その後、恒温恒湿槽で大気環境を再現する定露点型サイクル[7], [8]において 1 年間腐食させた。定露点型サイクルは、高腐食環境として琉球大学 (2015/01-2019/09) の夏季の環境を模擬した。定露点型サイクルの温度と相対湿度を実測した結果を図 5.2 に示す。腐食させた鋼板 (以下、腐食鋼板) の外観を図 5.3 に示す。

腐食鋼板の腐食生成物や塩類を観察と分析するため SEM-EDX 分析を行った。図 5.3 に示している腐食鋼板の断面 (赤部分) を低真空の条件の下で SEM を用いて観察し、EDX により元素分析することで検討した。元素マッピングは腐食生成物や塩類の主成分である Fe, O および Cl について行った。腐食鋼板の断面を SEM-EDX 分析した結果を図 5.4 に示す。腐食鋼板の腐食生成物層に多量の Cl が残留していることが観察される。

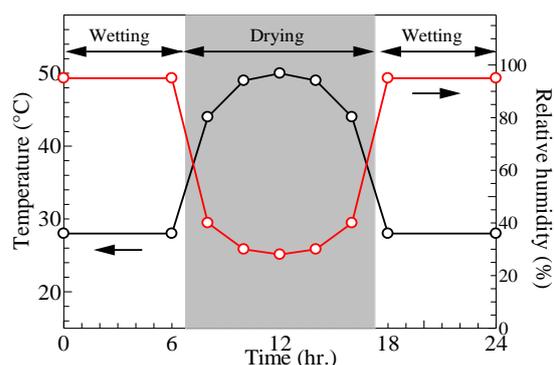


図 5.2 定露点型サイクルの温度と相対湿度

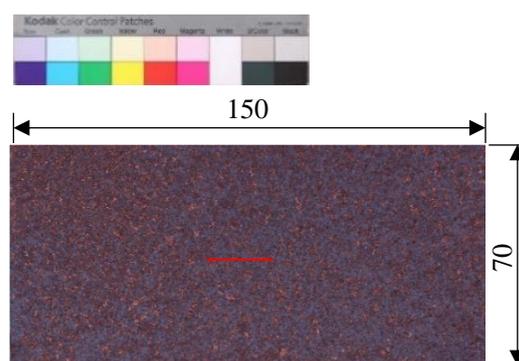


図 5.3 腐食鋼板の外観 (単位 : mm)

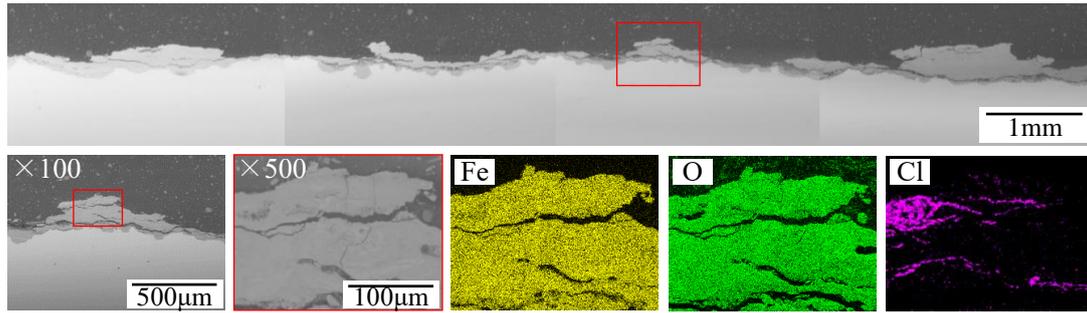
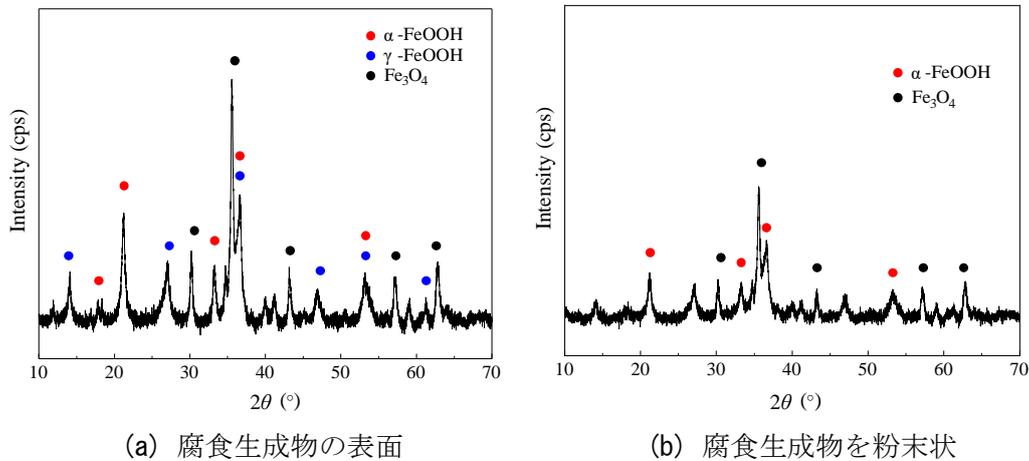


図 5.4 Na₂SO₃ aq の濃度による電位の経時性変化



(a) 腐食生成物の表面

(b) 腐食生成物を粉末状

図 5.5 腐食鋼板の腐食生成物層の XRD 分析

腐食鋼板の腐食生成物層を定義するため、XRD（全自動水平型多目的 X 線回折装置 SmartLab）分析を行った。測定に際して、Cu-K α 線源 ($\lambda=1.54 \text{ \AA}$) を選択し、測定機の管電圧、管電流および試料の測定範囲をそれぞれ 40 kV, 30 mA および 10~70°とした。腐食鋼板の表面を XRD 分析した結果を図 5.5 に示す。腐食生成物はマグネタイト (Fe_3O_4)、ゲーサイト ($\alpha\text{-FeOOH}$) およびレピドクロサイト ($\gamma\text{-FeOOH}$) が主成分となっている。

2 種類の研削材を用いてブラスト処理直後から時間経過による鋼素地のターニング特性を検討するため、腐食鋼板にブラスト処理した後、ターニングの試験を行った。試験体の作成の概略図を図 5.6 に示す。ブラスト処理は、第 2 章に示したように、スチールグリットと熔融アルミナを用いた。また、投射圧力 (体積) および距離をそれぞれ 0.7 MPa (3.87 l/min), 300 mm とした。投射角度は、研削材の残留が多い条件である 90°とした。腐食鋼板にブラスト処理した鋼素地が ISO 8501-1 Sa3 の除

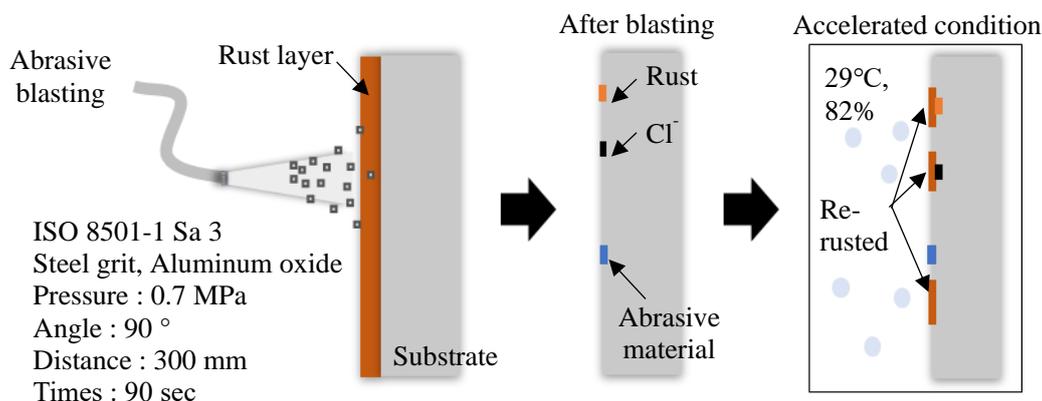


図 5.6 試験体の作成の概略図

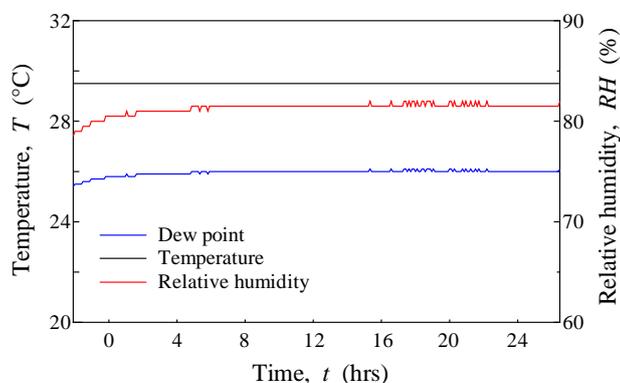


図 5.7 ターニングの試験の温度と相対湿度

せい度になるまで約 90 sec 間投射を行った。その後、恒温恒湿槽で琉球大学 (2015/01-2019/09) の夏昼平均値に基づき、30 °C、90 %RH (実測値：29 °C、82 %RH) の環境においてターニングの試験を行った。ターニングの試験の温度と相対湿度を実測した結果を図 5.7 に示す。ターニングの試験の時間経過は、0、1、2、4、8 hrs 後および 24 hrs 後の 6 種類とした。

ブラスト処理直後から時間経過における鋼素地のターニング特性については、まず、デジタルカメラにより外観を観察した。その後、試験体の表面の画像 (570×410 pixels) を 2 値化処理することで、腐食の面積と起点数を抽出した。また、分析対象としたターニングの領域は、空間統計学的手法である空間点過程を適用することで統計分析した。空間点過程分析とは対象領域に分布している点の位置の情報から空間統計量を算出して、完全ランダム分布に対する期待値と比較することで、ランダム分布の場合と比して、集中あるいは一様であるかを空間統計学により分析する手法である。本研究では最近

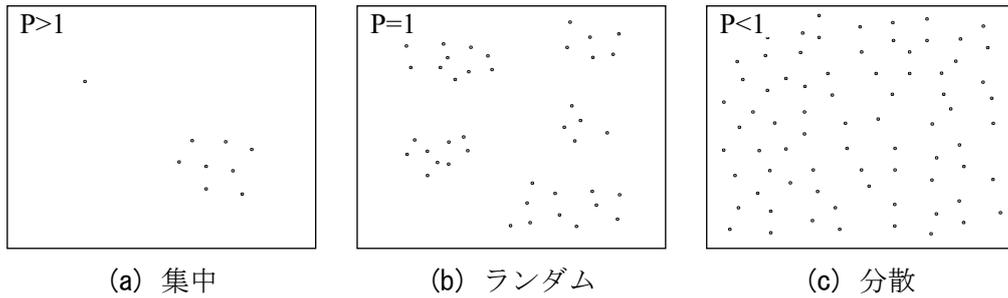


図 5.8 試験体表面の腐食の分布モデル

接距離法による空間点過程を用いた。最近接距離法は任意点とその点から一番近い位置に存在する点との距離を算出する手法である。対象領域内の各点の最近接距離 l の平均値 W 、およびその期待値を $E[W]$ は、以下の式 5.1 と式 5.2 から算出される。腐食の分布評価には、式 5.3 の P の値を用いた[4]。 $P > 1$ 、 $P = 1$ ($\pm 0.05\%$) および $P < 1$ の場合は、それぞれ点が図 5.8 に示すような集中分布、ランダム分布および分散を意味する。したがって、試験体表面に腐食の配置が分散と判定された場合、腐食が一様に分布していると言える。分析領域は試験体表面の腐食挙動の差異の検討などを目的とした。

$$W = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N d_i \quad (5.1)$$

$$E[W] = \frac{1}{2\sqrt{N/S}} \quad (5.2)$$

$$P = E[W]/W \quad (5.3)$$

N : 点の数, S : 対象領域の面積, d_i : 点 i から最近接点までの距離

5.2.2 鋼素地のターニングの経時挙動

腐食鋼板にブラスト処理直後の外観と表面性状を図 5.9 に示す。ここでは、各研削材を変化させて ISO 8501-1 Sa 3 になるまでブラスト処理した結果について示している。

図 5.9 に示すように鋼素地には、研削材によらず目視ではさびが観察されず、均一な金属色を呈している。一方、高倍率では若干さびが残留している。なお、図 5.9 (a) に示すようにスチールグリットの場合、鋼素地の光沢が熔融アルミナに比べて高い光沢を示しており、鋼素地の表面性状も約 1.6 倍大きくなっている。これは、

第5章 ブラスト処理した腐食鋼材のターニング特性

熔融アルミナを用いてブラスト処理した鋼素地には、研削材が残留するため、光沢が低くなったと考えられる。

鋼素地の断面を SEM-EDX で分析した結果を図 5.10 に示す。この画像は、総延長が 20 mm に達するまで SEM の観察・記録を繰り返し、SEM 画像を合成してマクロ観察を

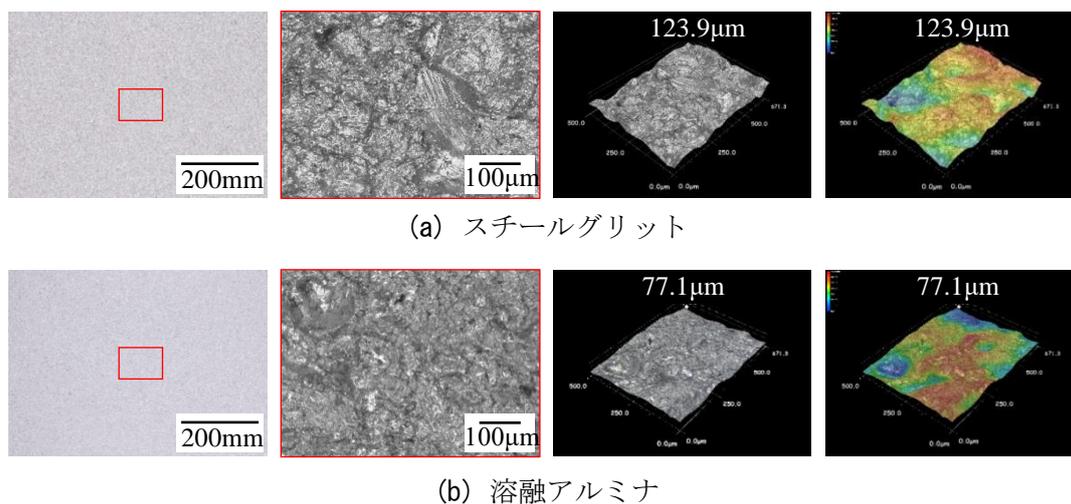


図 5.9 ブラスト処理直後の鋼素地の外観と表面性状

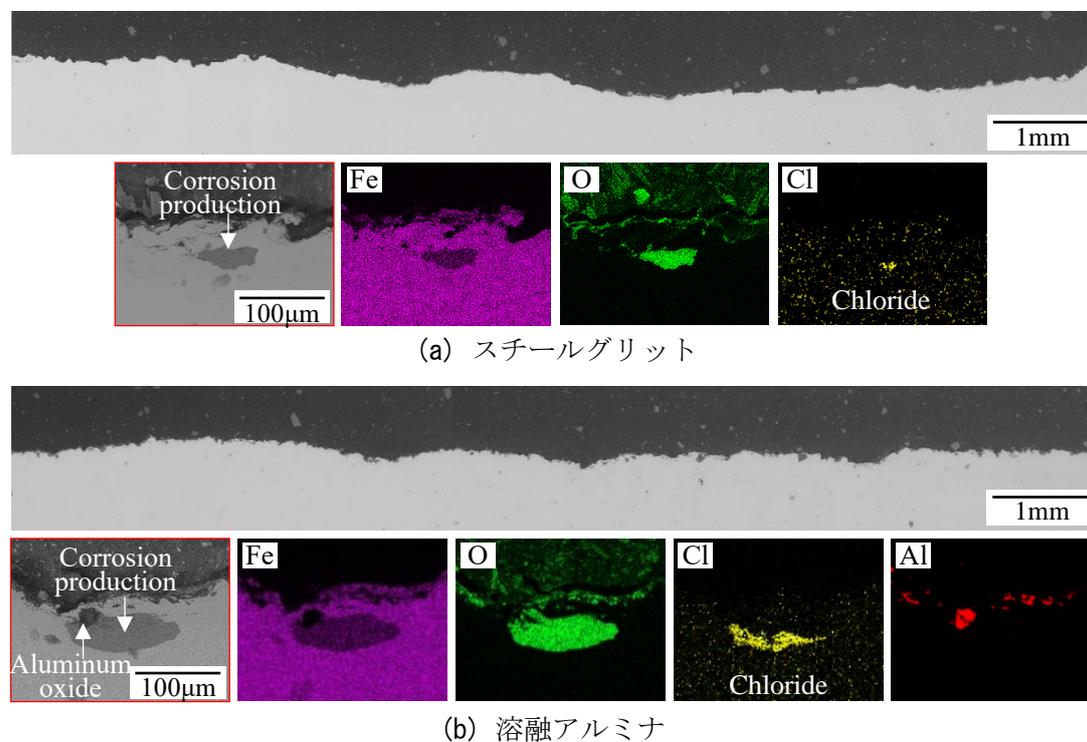


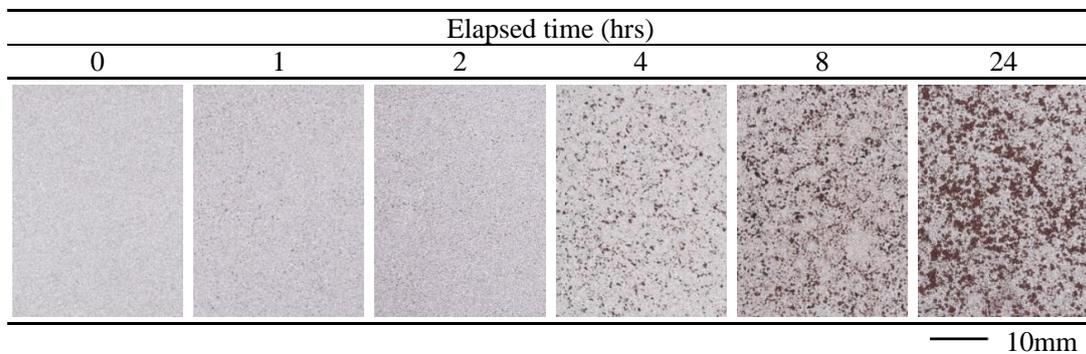
図 5.10 ブラスト処理直後の鋼素地の外観と表面性状

行った後、平均的な残留している腐食生成物として EDX 分析を行った。図 5.10 に示すように鋼素地の内部には、研削材によらずさびが存在しており、さびの下部に Cl が観察される。これらの Cl は塗膜下腐食の初期発生に重要な役割をする[9], [10]。特に、図 5.10 (b) に示すように溶融アルミナの場合は、さびの下部に多量の Cl が観察され、それに加えて鋼素地の表面と内部に研削材も残留・埋め込まれている。研削材は、鋼素地の内部に存在しているさびまでに食い込んでいることが観察される。この結果から、ブラスト処理後の鋼素地が除せい度 ISO 8501-1 Sa 3 でも鋼素地の内部に存在するさびを完全に除去するのは限界がある。特に、非金属系である溶融アルミナの場合はさびを除去するとともに研削材を残留させると言える。

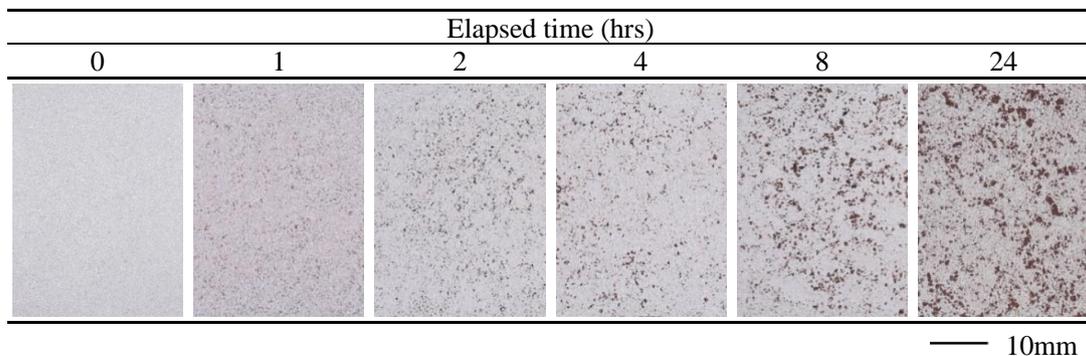
各研削材を用いて腐食鋼板にブラスト処理直後から時間経過 t におけるターニング試験を行った鋼素地表面の外観を表 5.1 に示す。ここでは、ブラスト処理直後、琉球大学の夏昼平均値 (30 °C, 90 %RH) の環境下で時間経過 t を 0, 1, 2, 4, 8 hrs 後および 24 hrs 後を変化させた鋼素地表面のターニング状況について示している。

表 5.1 ターニング試験後の鋼素地表面の外観

(a) スチールグリット



(b) 溶融アルミナ



第5章 ブラスト処理した腐食鋼材のターニング特性

鋼素地にターニングは、研削材によらず t が 1 hrs 以降から観察され、 t が経過するほど、ターニングが増加している。また、 t が 0~2 hrs のターニングは、熔融アルミナがスチールグリットに比して多く発生しているが、 t が 4 hrs 以降は、逆の傾向になっている。この結果から、研削材によらずブラスト処理直後から 1 時間でターニングが発生すると言える。

ブラスト処理直後から時間経過 t における腐食の面積 α および起点数 N の関係を図 5.11 に示す。試験体の表面の対象面積 (30×70 mm) に対する α と N を整理した結果を示している。ここでは、各研削材を変化させてブラスト処理後から t を 0~24 hrs とした場合について示す。

図 5.11 (a) に示す図中の実線は、 t に対する α の回帰直線であり、研削材によらず t が増加するほど、 α が線形的に増加している。また、相関係数も 0.9 以上で比較的に高かった。なお、スチールグリットの回帰直線の傾きが熔融アルミナに比して約 1.2 倍大きかった。

図 5.11 (b) に示す t に対する N については、研削材によらず同様な傾向であり、0~4 hrs は N が増加し、4~24 hrs 以降は N の有意差はない。また、4~24hrs 以降の N は、スチールグリットが熔融アルミナに比して著しく大きくなっている。これは、図 5.11 (a) に示すように、 t が増加にしたがって、 α が大きくなって結合により N が減少したと考えられる。このことから、 N は、 t が増加するほど、増加しているが、特定の計測値に到達後、 t によらず有意差はないと言える。これらの t に対する α と N の傾向は、スチールグリットが熔融アルミナに比して大きくなっていることで、第 4 章に示し

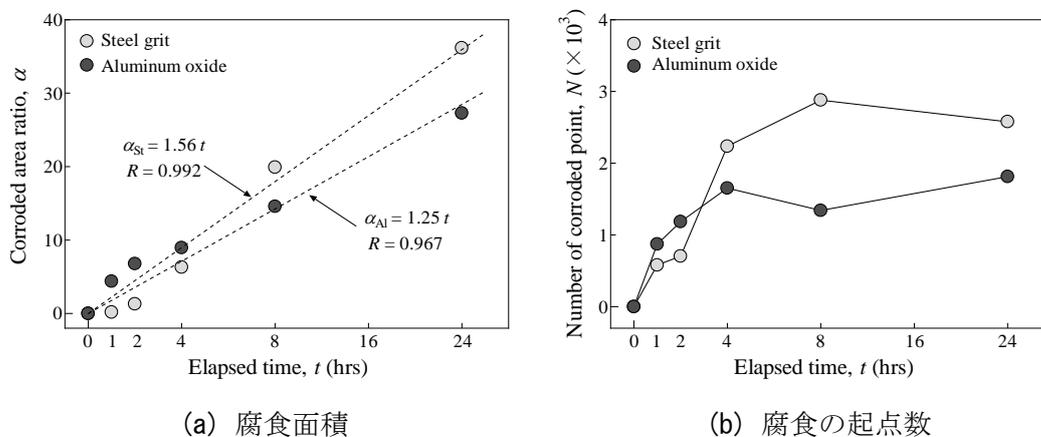


図 5.11 ブラスト処理直後から時間経過におけるターニング

たように、熔融アルミナを用いてブラスト処理した鋼素地に残留している研削材によりターニングの発生が低下したと考えられる。

ブラスト処理直後から時間経過 t を 0~24 hrs とした場合のターニング特性について、最近接距離 l の平均値 W 、期待値 $E[W]$ 、および腐食分布を表す P を図 5.12 に示す。図 5.12 (a) に示す W と $E[W]$ は、研削材によらず同様な傾向であり、 t が 0~4 hrs に W と $E[W]$ は小さくなるが、4 hrs 以降は W と $E[W]$ の有意差はなかった。これらの W と $E[W]$ は、前述したように鋼素地にターニングが発生し、腐食の面積と起点数が増加することで減少し、 t の増加に伴って腐食の面積が大きくなり、結合することで W と $E[W]$ の有意差がなかったと考えられる。図 5.12 (b) に示す P については、研削材によらず t が大きくなるとともに、 P が 1 以上から以下に減少する傾向である。このことから、 $P > 1$ の集中分布は、鋼素地に腐食生成物や塩類が存在しているところからのターニングの初期発生を示し、 $P = 1 (\pm 0.05)$ のランダム分布には、発生したターニングが広がっている状況であり、さらに、 $P < 1$ の分散分布になると鋼素地に全面的に分布していると言える。特に、スチールグリットが 4 hrs 以降、熔融アルミナが 24 hrs に P が 1 より小さいため、この条件では分散分布になり、ターニングが全面的に分布していると言える。この結果からも、研削材に熔融アルミナを用いた場合、鋼素地に残留している研削材によりターニングの進行が低下したと言える。

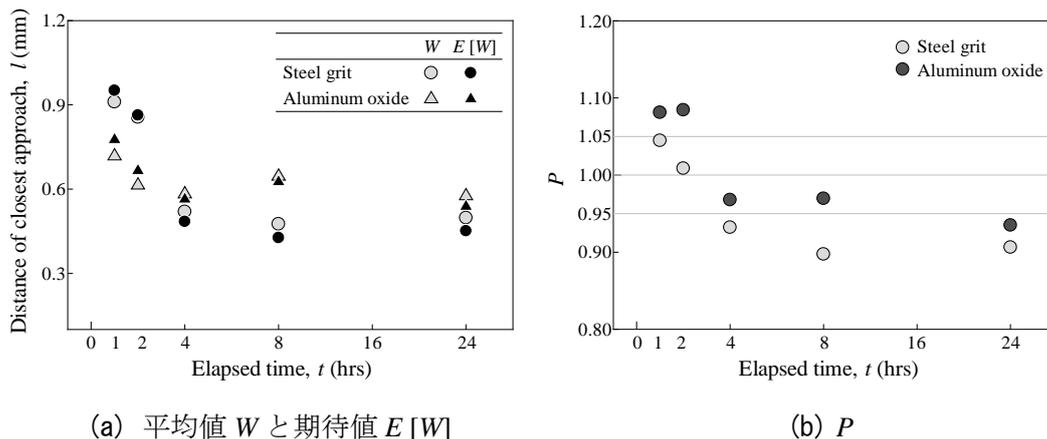


図 5.12 ターニング特性の各統計量

5.3 研削材と塩類の残留がターニング特性に及ぼす影響

5.3.1 電気化学試験の方法

ターニングした鋼素地の表面活性を電気化学的に評価するため、褐鉄鉱ラテライト鉱石からニッケルと鉄を抽出する際に採用されている亜硫酸ナトリウムの電解液を用いて亜硫酸ナトリウムの反応から FeOOH が Fe^{2+} への還元される反応に着目した[11]. そこで、本章には、亜硫酸ナトリウム Na_2SO_3 を用いて電位の経時性変化を測定することで、鋼素地のターニングによる表面活性を電気化学的に評価した. 電気化学試験の概要図を図 5.13 に示す.

試験体の対象面積 100 mm^2 以外の領域は、電気試験用テープ（めっき用マスキングテープ 470）でマスキングした. 電気化学試験は、気温と相対湿度をそれぞれ約 25°C と $50\% \text{RH}$ とした室内環境でポテンシostat（Versa STAT 4）を用いて実施した. 参照電極は Ag/AgCl （飽和 KCl ）電極を用いた.

電気化学試験に用いた電解液は、鋼素地にターニングを評価するために $\text{Na}_2\text{SO}_3 \text{ aq}$ とした. また、本試験の $\text{Na}_2\text{SO}_3 \text{ aq}$ の濃度については、 0.03 、 0.05 M および 0.1 M の3種類とし、それぞれの溶液の pH 値を表 5.2 に示す. pH は、半導体センサ pH 電極（株式会社 HORIBA 社製, ISFET, pH 範囲: $0\sim 14$ ）を用いて測定した. $\text{Na}_2\text{SO}_3 \text{ aq}$ の濃度によらず $9.6\sim 9.9$ になっており、9 以上になるように調節した.

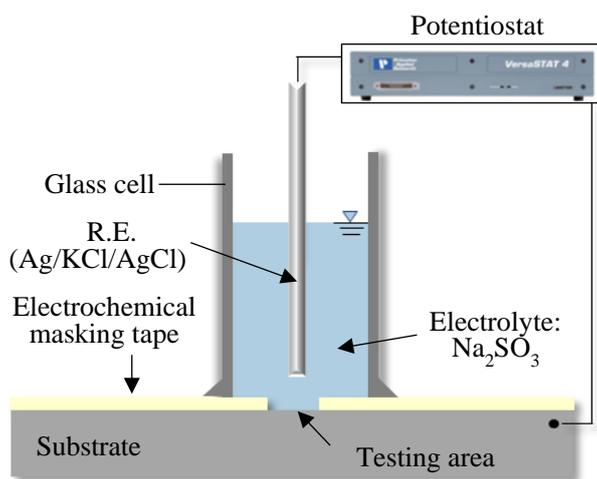
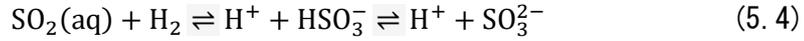


図 5.13 電気化学試験の概要図

表 5.2 電解液の濃度による pH

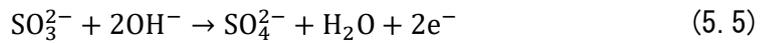
Concentrate (mol/L)	0.03	0.05	0.1
pH	9.63	9.74	9.89

$\text{Na}_2\text{SO}_3\text{aq}$ は、 H^+ イオンと反応し H_2SO_3 を形成され、 H_2SO_3 のイオン化を式 5.4 に示す[11], [12]. k_1 , k_2 は、亜硫酸イオンの平衡定数である.

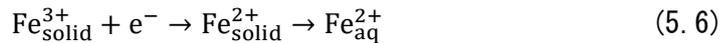


$$k_1=1.54 \times 10^{-2}, \quad k_2=1.02 \times 10^{-7}$$

pH と亜硫酸のイオン存在比の関係を図 5.14 に示す. 図 5.14 より pH が 9 以上アルカリ条件の溶液中では、 SO_3^{2-} イオンで存在することを示す. アルカリ条件の場合、 $\text{Na}_2\text{SO}_3\text{aq}$ の酸化反応を式 5.5 に示す[11].



アルカリ性条件の溶液に腐食生成物の溶解は、電気化学の還元反応を式 5.6 に示す[13]. 腐食生成物の還元剤である亜硫酸ナトリウムの反応から生成される SO_4^{2-} により $\text{Fe}_{\text{aq}}^{2+}$ に変換されることで、還元的に溶解する.



$\text{Na}_2\text{SO}_3\text{aq}$ を用いて鋼素地表面の電位の経時性変化の概要図を図 5.15 に示す. 図 5.15 に示すように、電位の測定開始から経時性変化の変曲点までの電位停滞 (ショルダー) を腐食生成物が還元される区間として、このショルダー時間より腐食生成物の存在を推定する. このことから、鋼素地のターニングによる表面活性を評価する.

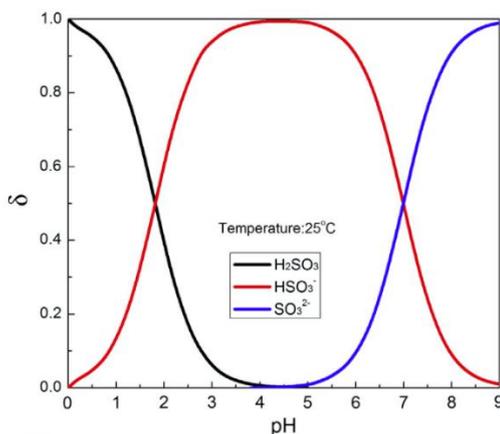


図 5.14 pH と亜硫酸のイオン存在比の関係[11]

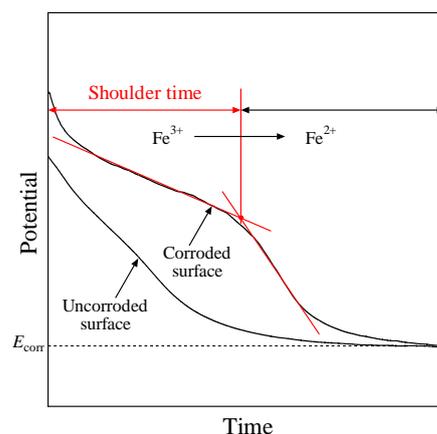


図 5.15 腐食生成物による電位の経時性変化の概要図

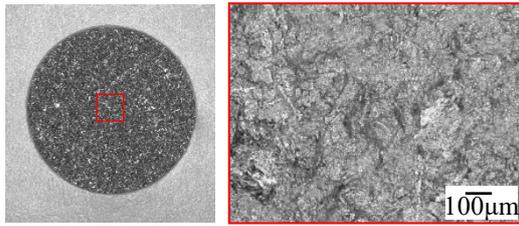
5.3.2 電解液の検討

試験体は、第2章に示した表面を機械加工した鋼板（以下、Milling 鋼板）に、スチールグリットと熔融アルミナを用いてブラスト処理を行った。ブラスト処理条件は、第2章に明らかにした鋼素地の表面性状の結果から表面粗さや研削材の残留が大きい条件であった。投射圧力（体積）、角度および距離をそれぞれ 0.7 MPa (3.87 l/min)、90° および 300 mm とした。

Milling 鋼板にブラスト処理した鋼素地をエアーにより洗浄後、1 時間以内にさびが発生していない鋼素地および室内環境（温度：22 °C、湿度：60 %RH）において 100 日経過後にさびが発生した鋼素地について電気化学測定を実施した。

ブラスト処理した鋼素地のターニングを電気化学的に評価するため、Na₂SO₃ aq を用いて鋼素地の電位の経時変化を測定した。まず、電気化学的に評価する際に、適切な Na₂SO₃ aq の濃度を検討するため、鋼素地に研削材の残留の影響が無いスチールグリットに着目した。スチールグリットを用いて Milling 鋼板にブラスト処理直後の 1 時間の発錆無し鋼素地および 100 日の発錆有り鋼素地の外観を図 5.16 に示す。また、図 5.16 に示した鋼素地に Na₂SO₃ aq の濃度を変化させて測定した電位の経時性変化を図 5.17 に示す。ここでは、Na₂SO₃ aq の濃度を 0.03、0.05 M および 0.1 M に変化させた結果について示している。図中の破線と実線は、それぞれ鋼素地に腐食生成物が有無による電位の経時性変化である。

図 5.16 に示すように、スチールグリットを用いてブラスト処理後 100 日経過した鋼素地では目視ではさびが観察されないが、高倍率では大気環境によりさびが発生していることが観察される。図 5.17 に示すように、ブラスト後 1 時間以内に発錆無し鋼素地については、Na₂SO₃ aq の濃度によらず電位停滞は観察されず、測定開始後から約 15 分以降の電位 E は $-768 \pm 2.16 \text{ mV}_{\text{Ag}/\text{AgCl}}$ に安定している。一方、ブラスト後 100 日経過した発錆有り鋼素地については、いずれの濃度でも電位停滞が観察され、濃度が増加するほど、ショルダー時間が増加している。一方、ショルダー時間は、0.03 M が小さくなり、0.1 M が大きくなっている。なお、鋼素地の発錆が溶解後の E は $-748 \pm 11.4 \text{ mV}_{\text{Ag}/\text{AgCl}}$ に安定している。これは、鋼素地の発錆によらず鋼素地の安定電位とほぼ同様になる。この結果から、Na₂SO₃ aq の濃度は 0.05 M が適切だと考えられる。



(a) ブラスト後 1 時間発錆無し



(b) ブラスト後 100 日発錆有り

図 5.16 電気化学測定前の鋼素地の外観

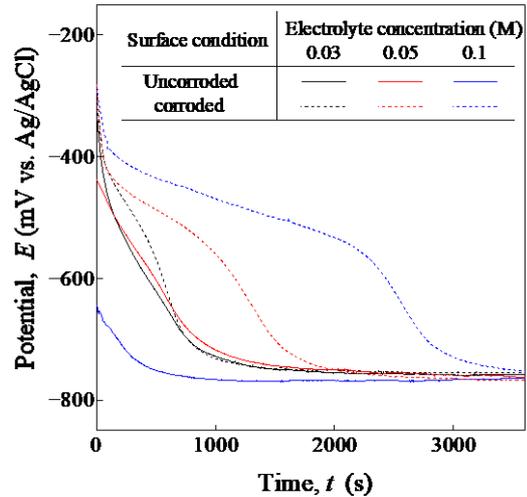


図 5.17 Na_2SO_3 aq の濃度による電位の経時性変化

2 種類の研削材を用いて Milling 鋼板にブラスト処理直後の 1 時間の発錆無し鋼素地および 100 日の発錆有り鋼素地の外観を表 5.3 に示す。また、表 5.3 に示している鋼素地に 0.05 M Na_2SO_3 aq で測定した電位の経時性変化を図 5.18 に示す。ここでは、スチールグリットと熔融アルミナを用いてブラスト処理した鋼素地を示す。図中の破線と実線は、それぞれ鋼素地に腐食生成物が有無による電位の経時性変化である。各研削材を用いてブラスト処理後 100 日経過した鋼素地には、いずれの研削材でも目視ではさびが観察されないが、高倍率には大気環境によりさびが発生していることが観察される。

図 5.18 に示すように、各研削材によらず同様な傾向を示している。ブラスト後 1 時間以内に発錆無し鋼素地については電位停滞が観察されず、測定開始後から約 8~15 分以降に電位 E が安定している。一方、ブラスト後 100 日経過した発錆有り鋼素地については、全濃度に電位停滞が観察され、約 15~25 分以降に電位 E が安定している。また、熔融アルミナのショルダー時間がスチールグリットに比して小さい。これは、熔融アルミナの場合、鋼素地に研削材が残留しているため、発錆が小さいと考えられる。一方、各研削材の鋼素地の発錆有無に対する安定した電位 E の差異は微小である。スチールグリットと熔融アルミナの E は、それぞれ $-768 \pm 2.16 \text{ mV}_{\text{Ag}/\text{AgCl}}$ と $-788 \pm 9.80 \text{ mV}_{\text{Ag}/\text{AgCl}}$ となっており、熔融アルミナがスチールグリットに比して卑になっている。これも、鋼素地に残留している研削材の影響と考えられる。

第5章 ブラスト処理した腐食鋼材のターニング特性

表 5.3 各研削材を用いてブラスト処理した鋼素地の電気化学測定前の外観

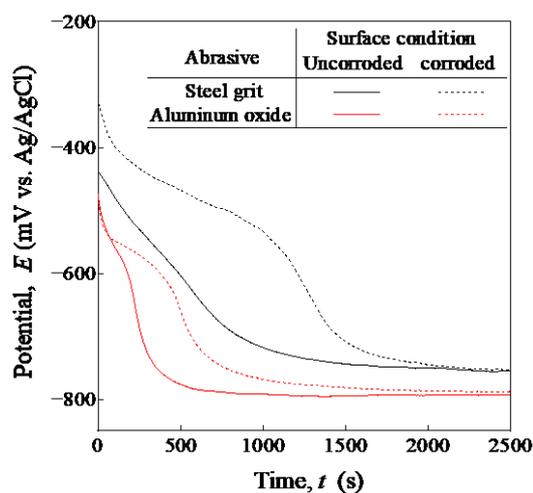
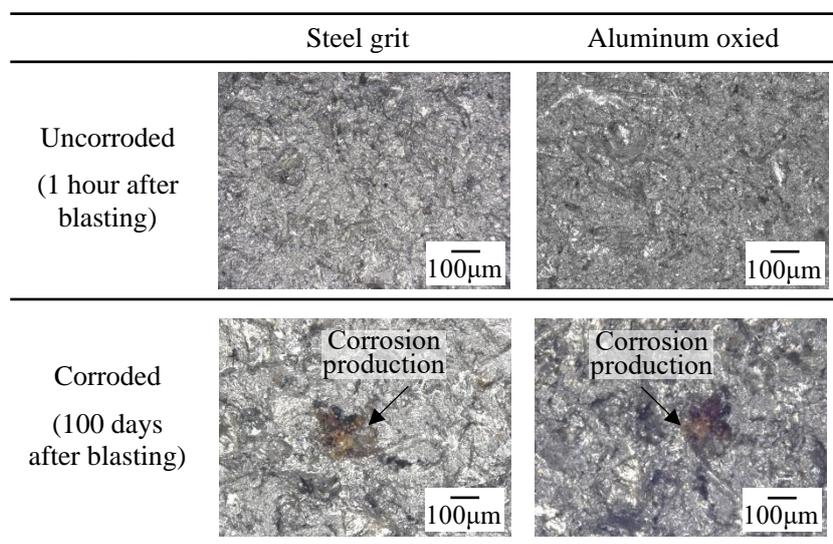


図 5.18 Na_2SO_3 aq の濃度による電位の経時性変化

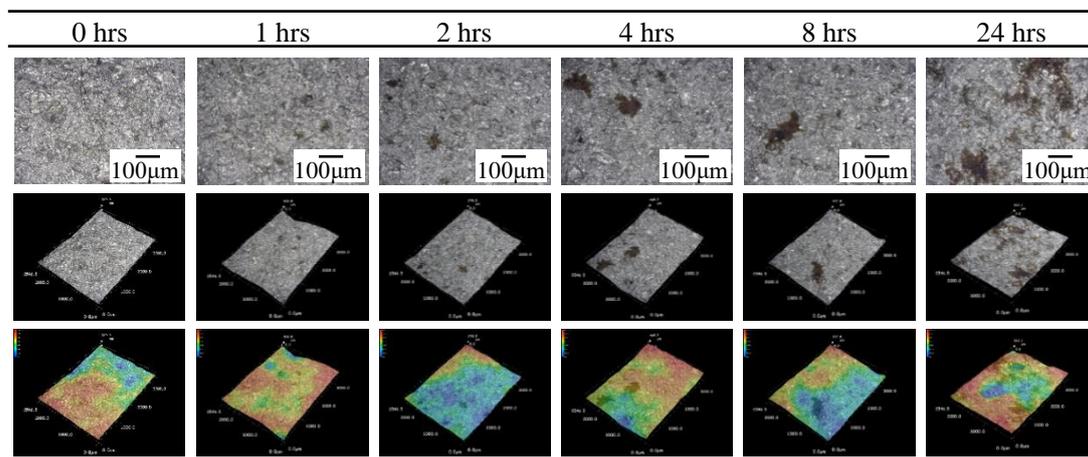
5.3.3 鋼素地のターニング特性

試験体は、5.1 に示した腐食鋼板にスチールグリットと熔融アルミナを用いてブラスト処理後、ターニング試験を行った。ブラスト処理後、経過時間における鋼素地のターニング状況を表 5.4 に示す。ここでは、各研削材を変化させてブラスト処理後、琉球大学の夏昼平均値 (30 °C, 90 %RH) の環境下で経過時間を 0, 1, 2, 4, 8 hrs および 24 hrs とした場合について示している。

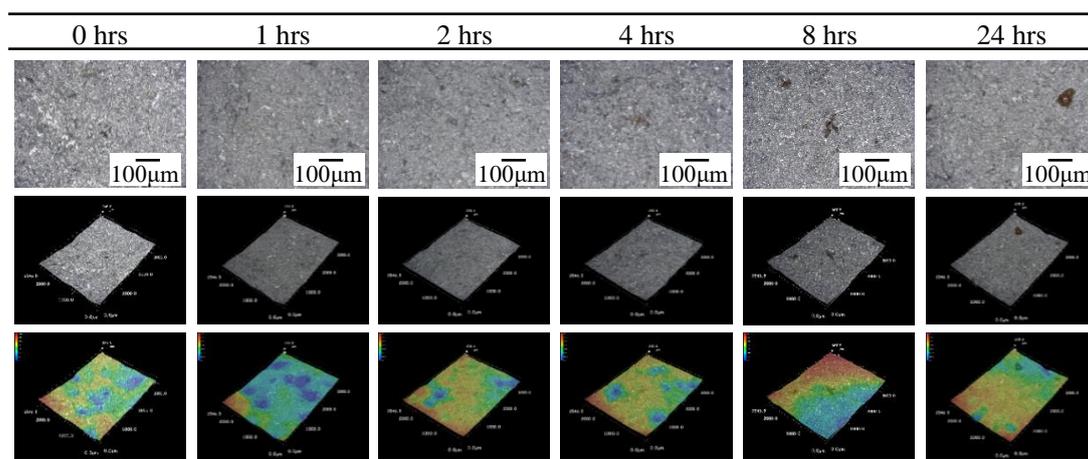
表 5.4 に示すように 1 hrs 経過後の鋼素地では、各研削材によらず目視で腐食生成物が観察されないが、高倍率で観察した結果、鋼素地にターニングが発生している。また、時間が経過するほど、ターニングが増加している。特に、表 5.4 (a) に示すように、スチールグリットの鋼素地のターニングが、熔融アルミナに比して腐食生成物が多かった。一方、図 5.10 に示すように鋼素地の内部に存在している CI は、熔融アルミナがスチールグリットに比して多いが、経過時間によるターニングの進行はスチールグリットが早い。この結果から、熔融アルミナの場合、鋼素地に残留している研削材がターニングの進行を抑制するのではないかと推測される。

表 5.4 ブラスト処理直後の鋼素地の外観と表面性状

(a) スチールグリット



(b) 熔融アルミナ



第5章 ブラスト処理した腐食鋼材のターニング特性

0.05 M Na₂SO₃ aq を用いて時間経過 t におけるターニングが発生した鋼素地のショルダー時間 t_s を図 5.19 に示す. ここでは, 各研削材を変化させてブラスト処理後, 琉球大学の夏昼平均値 (30 °C, 90 %RH) の環境下で経過時間を 0, 1, 2, 4, 8 hrs および 24 hrs とした場合について示している.

全研削材において t が増加するほど, t_s が増加する傾向である. 特に, t が 0 hrs の場合, t_s が 3~6 min になっており, 図 5.19 に示すように鋼素地にターニングが目視では見られないが, 存在していると考えられる. また, スチールグリットの t_s が溶融アルミナに比して大きい. これは, 図 5.19 に示すように時間経過における鋼素地のターニングの進行と同様な傾向を示しており, ブラスト処理後の時間経過が増加するほど, ターニングの腐食面積が大きくなるため, ショルダー時間は増加したと考えられる. また, ターニングの面積がスチールグリットに比して小さい溶融アルミナがショルダー時間も小さかった. この結果から, ショルダー時間にターニングの面積が大きく影響を及ぼすと言える.

ターニングの面積 A とショルダー時間 t_s の関係を図 5.20 に示す. ここでは, 測定面積 100 mm² を対象としてターニングの面積である. 図中の実線は, 腐食生成物の面積に対するショルダー時間の回帰直線である. 研削材によらず鋼素地のターニングの面積が大きいほど, ショルダー時間が線形的に増加しているおり, 相関性が高い. 一方, 溶融アルミナがスチールグリットに比してショルダー時間が約 4.9 倍大きい. この結果から, 図 5.10 に示すように鋼素地の断面から溶融アルミナを用いてブラスト処理した鋼材下に存在している Cl がスチールグリットに比して多いためだと考えられる.

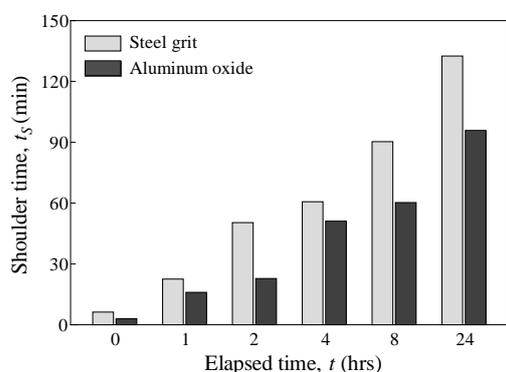


図 5.19 経過時間における鋼素地のショルダー時間

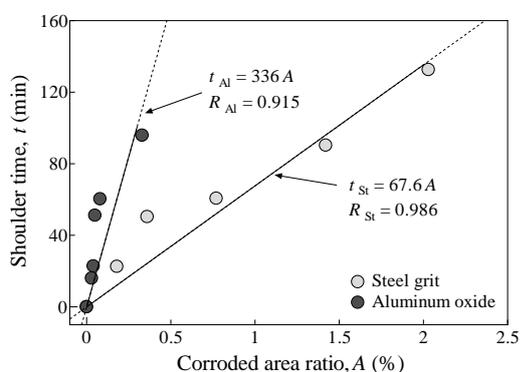


図 5.20 腐食面積とショルダー時間の関係

5.4 まとめ

第5章では、ブラスト処理した腐食鋼材のターニング特性を解明するため、まず、第4章で明らかにした鋼材の表面粗さや研削材の残留がターニングの経時挙動に及ぼす影響を検討するため、腐食面積と起点数の評価に加え、空間統計学的手法である空間点過程により腐食発生分布を分析した。さらに、ターニングした鋼素地の表面活性を電気化学的に評価した。そのために、亜硫酸ナトリウム (Na_2SO_3) 電解液の pH を調整し、電解液の Na_2SO_3 の濃度、および研削材の残留を変化させて鋼素地の電位の経時性変化を測定することで、適切な電解液について検討した。その電解液を用いて腐食鋼板にブラスト処理後、鋼素地に塩類や腐食生成物、研削材の残留およびターニングが電位停滞に及ぼす影響を明らかにした。

本章で得られた主な結果は、以下に示すとおりである。

- 1) 塩類で腐食した鋼材のブラスト処理後の鋼素地の除せい度が Sa 3 であっても、研削材によらず、塩類を含む腐食生成物が鋼素地に残留している。特に、熔融アルミナについては、腐食生成物に加えて研削材も残留する。
- 2) 研削材によらず、ブラスト処理後から 1 時間以降にターニングが発生する。また、ブラスト処理直後から時間間隔が増加するほど、ターニングは鋼素地に全面的に発生・進行する。
- 3) 研削材に熔融アルミナを用いた鋼素地のターニングの進行性は、スチールグリットに比して低い。
- 4) 鋼素地のターニングを電気化学的に評価する際には、電解液として pH を調整した 0.05 M Na_2SO_3 aq が最適である。
- 5) 鋼素地に研削材と塩類の残留によらず、電位の経時性変化の傾向は、ほぼ同様になる。熔融アルミナの電位は、スチールグリットに比して卑になる。
- 6) 研削材によらず、鋼素地にターニングの腐食面積が増加するほど、電位が停滞する時間が線形的に増加する。

参考文献

- [1] 土木学会：大気環境における鋼構造物の防食性能回復の課題と対策，鋼構造シリーズ 30，丸善，2019.
- [2] ISO 8501-1：Preparation of steel substrates before application of paints and related products—Visual assessment of surface cleanliness—Part 1: Rust grades and preparation grades of uncoated steel substrates and of steel substrates after overall removal of previous coatings, 2007.
- [3] 広野邦彦，藤井乾，中村聖三：ブラスト処理と Al-5Mg 合金溶射の時間間隔延長の可能性に関する実験的検討，鋼構造論文集，29 (114)，pp.69-78，2022.
- [4] 貝沼重信，キムアラン：超音波噴霧による定量塩付着方法の提案と塩付着性状に関する基礎的検討，防錆管理，Vol.64，Vo.6，pp.201-211，2020.
- [5] 武邊勝道，松崎靖彦，大屋誠，安食正太，古川貴士，麻生稔彦：耐候性鋼橋梁の表面状態と付着塩類量の関係，土木学会論文集 F，Vol.63，No.2，pp.172-180，2007.
- [6] 山元弘，石松豊，河北憲治：鋼橋塗替え塗装の高度化に関する研究 (1) (施工管理/維持管理/安全管理/情報管理/その他)，土木研究所成果報告書，pp.1137-1144，2005.
- [7] 島田隆登志，大谷良行，本川幸翁，兒島洋一，武藤泉：定露点型サイクル試験中の 1100 アルミニウム合金の腐食挙動における付着塩の影響，材料と環境，Vol.62，No.2，pp.56-60，2013.
- [8] Son, H., Hwang, N., Kim, C., & Kim, C: Rapid and automated determination of rusted surface areas of a steel bridge for robotic maintenance systems, Automation in Construction, 42, 13-24, 2014.
- [9] Réguer, S., Dillmann, P., Mirambet, F., Susini, J., Lagarde, P.: Investigation of Cl corrosion products of iron archaeological artefacts using micro-focused synchrotron X-ray absorption spectroscopy, Applied Physics A, Vol.83, No.2, pp.189-193, 2006.
- [10] Réguer, S., Dillmann, P., Mirambet, F.: Buried iron archaeological artefacts: corrosion mechanisms related to the presence of Cl-containing phases, Corrosion Science, Vol.49, No.6, pp.2726-2744, 2007.

- [11] Gilberg, M. R., Seeley, N. J.: The alkaline sodium sulphite reduction process for archaeological iron: a closer look, *Studies in conservation*, pp.180-184, 1982.
- [12] Luo, J., Li, G., Rao, M., Peng, Z., Zhang, Y., Jiang, T.: Atmospheric leaching characteristics of nickel and iron in limonitic laterite with sulfuric acid in the presence of sodium sulfite, *Minerals Engineering*, Vol.78, pp.38-44, 2015.
- [13] Gilroy, D., Mayne, J. E. O.: The breakdown of the air-formed oxide film on iron upon immersion in solutions of pH 6–13, *British Corrosion Journal*, Vol.1, No.3, pp.102-106, 1965.

第6章 ターニングした鋼素地と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動

6.1 はじめに

鋼構造物における塗膜や金属溶射の防食性能、炭素繊維などの補修・補強材の付着性能などは、鋼素地の線粗さや面粗さのパラメーターに着目して塗膜や金属溶射の付着性能に及ぼす影響について様々な先行研究が行われている[1]-[5]。しかし、第5章で示したように、ブラスト処理した腐食鋼材には、塩類や腐食生成物に加え、研削材も残存しており、それらの影響を受けて、初期戻りさび（ターニング）が鋼素地に発生する。また、ターニングの面積は、時間経過とともに増加する。そのため、鋼素地と塗膜や金属溶射、および炭素繊維などの補修・補強材の付着性能は、ターニング現象の発生・進行や鋼素地の表面粗さパラメーターの影響を考慮して検討する必要があると言える。

第6章では、ブラスト処理後、ターニングした鋼素地と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動を解明するため、引張付着試験を行った。また、第5章で解明した鋼素地のターニング特性が塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動に及ぼす影響を解明した上で、鋼素地に研削材の残留およびターニングの面積と引張付着強度の相関性について明らかにした。

6.2 試験方法

試験体の供試鋼材には、板厚 6 mm の JIS G 3106 SM490A の普通鋼板を用いた。その寸法は 150×70 mm とした。試験体は、片面のみを腐食させるために、裏面にシリコンを塗布した。また、重度腐食を再現するために、JIS K 5600-7-9 [6]に規定されるサイクル D を採用し、繰返し回数を 120 サイクルとした。サイクル D は、5 wt%の塩水を 30 分間噴霧（30±2℃，98%RH）した後に、1.5 時間（30±2℃，95%RH）保持し、2 時間熱風乾燥（50±2℃，20%RH）移行し、さらに 2 時間温風乾燥（30 ±2℃，20%RH）させることを 1 cycles（6 時間）である。試験体は、長手方向が鉛直方向に対して約 15°（JIS Z 2371 [7]）傾けて設置した。また、試験体の試験槽が矩形であることから各試験体から試験槽内の噴霧塔や送風口までの距離がそれぞれ異なる。それで、各試験体の

設置位置を 28 サイクル毎にローテーションすることにより、設置位置において腐食環境を同様にした。120 サイクル腐食させた鋼板（以下、腐食鋼板）の外観を図 6.1 に示す。

腐食鋼板の平均腐食深さと最大腐食深さは、試験体の中央部の 40×40 mm の範囲における上位 5 位の平均値で定義した。平均腐食深さと最大腐食深さは、それぞれ 0.106 ± 0.002 mm と 0.327 ± 0.05 mm であった。腐食促進倍率はサイクル D による裸普通鋼板（JIS G 3106 SM490A, $150 \times 70 \times 6$ mm）の平均腐食深さ[8]に基づき推定すると、飛来海塩環境で付着塩が雨洗効果が無い沖縄自動車道の許田高架橋下（Lat. $26^{\circ}32'N$, Long. $127^{\circ}57'E$ ）（気温： $22.5^{\circ}C$ ，相対湿度：83.5 %RH，飛来海塩量：0.5 mdd（2009/3-2018/3 の平均値））で水平方向に対して 45° で暴露した裸普通鋼板（JIS G 3106 SM490A, $150 \times 70 \times 6$ mm，暴露期間：2015/3-2019/3）の対空面の約 2.3 倍になる。

腐食鋼板の表面塩分量と内在塩分量は、それぞれ 1900 mg/m² と 1998 mg/m² であった。内在塩分量は、雨洗作用がある九州大学伊都キャンパス構内（以下、九州大学）（Lat. $33^{\circ}35'N$, Long. $130^{\circ}12'E$ ）（気温： $17.3^{\circ}C$ ，相対湿度：76.9 %RH，飛来海塩量：0.5 mdd（2014/5-2016/5 の平均値））で 2 年間暴露した裸普通鋼板の約 1.9 倍になる。

腐食鋼板の腐食生成物層を定義するために、XRD（全自動水平型多目的 X 線回折装置 SmartLab）分析を行った。測定条件は、管電圧、管電流および試料の測定範囲をそれぞれ 40 kV, 30 mA および $10 \sim 80^{\circ}$ とした。測定際には Cu-K α 線源 ($\lambda=1.54$ Å) を用いた。腐食鋼板の表面を XRD 分析した結果を図 6.2 に示す。腐食鋼板の主要な腐食生成物は、 Fe_3O_4 , β -FeOOH, γ -FeOOH, NaCl の 4 種類であった。さらに、解析法である参

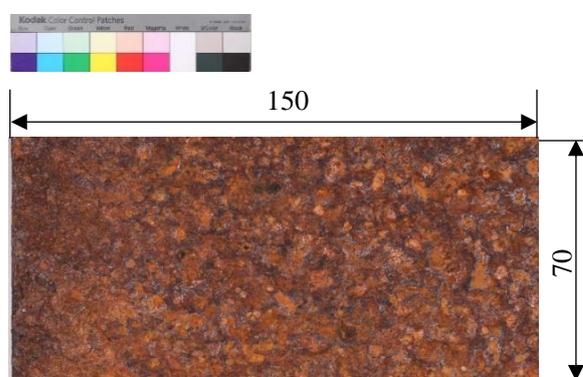


図 6.1 腐食鋼板の外観（単位：mm）

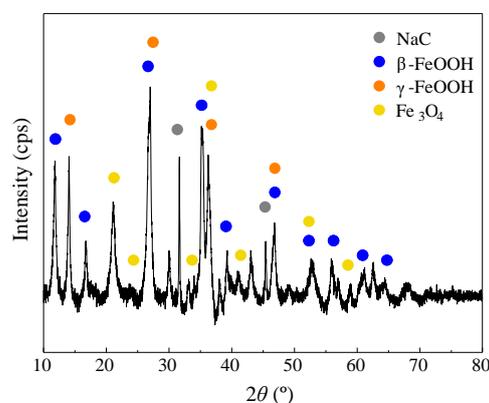


図 6.2 腐食鋼板の腐食生成物層 XRD 分析

第6章 ターニングした鋼素地と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動

照強度比 (Reference Intensity Ratio, RIR) による定量分析において Fe_3O_4 が 25 %, $\beta\text{-FeOOH}$ が 59 %, $\gamma\text{-FeOOH}$ が 11 % および NaCl が 5 % 検出され, 特に, $\beta\text{-FeOOH}$ の含有量が他の成分に比して高かった。

試験体は第 5 章に示したように同様な方法で腐食鋼板にブラスト処理した後, ターニングの試験を行った。ブラスト処理はスチールグリットと熔融アルミナを用いて, 投射圧力 (体積), 角度および距離をそれぞれ 0.7 MPa (3.87 l/min), 90°, 300 mm とした。腐食鋼板にブラスト処理した鋼素地が ISO 8501-1 Sa3 の除せいでなるまで約 90 sec 間投射を行った。その後, 恒温恒湿槽で琉球大学 (2015/01-2019/09) の夏昼平均値を基づき, 30 °C, 90 %RH (実測値: 29 °C, 82 %RH) の環境においてターニングの試験を行った。ターニングの試験の時間間隔は, 0, 1, 2, 4, 8 hrs 後および 24 hrs 後の 6 種類とした。

ターニングが発生した鋼素地に塗装・エポキシ樹脂を塗布することで, 試験体を作成した。なお, 各時間に対して 3 つの試験体を作成した。引張付着強度の予備試験の結果から Rc-I 塗装系を塗布した場合, 接着剤と塗膜の中の上塗および中塗で界面破壊することを確認した。そのため, 塗膜は, 塗料下塗のみ塗布することで, 塗膜厚さを極力薄く 100 μm を目標値とした。試験体の塗膜には, 鋼構造物に用いられる厚膜型変性エポキシ樹脂系塗料下塗を用いた。塗膜厚さの平均値は, 電磁誘導式膜厚計 (測定精度: $\pm 1 \mu\text{m}$, 分解能: 1 μm (0~999 μm), 10 μm (1~8 mm)) で測定した結果, 約 $156 \pm 10.7 \mu\text{m}$ であった。

エポキシ樹脂の引張付着挙動を検討するため, エポキシ樹脂は鋼部材の CFRP 補強の際に用いられる 2 液室温硬化型エポキシ系接着剤 (株スリーボンド社製, Three Bond 2087) を用いた。

第 5 章に明らかにしたターニング特性による塗膜とエポキシ樹脂の引張付着挙動を検討するため, 3.2 に示したように同様な方法で引張付着試験を行った。引張付着試験の終了後, 鋼素地とドリーの破壊状態をデジタルマイクロスコープ (株ハイロックス社製, HRX-01) を用いて観察した。なお, 鋼素地とドリーの付着状態を検討するため, 鋼素地にドリーの付着と同様な方法でエポキシ樹脂を塗布し, 硬化させたサンプルの断面もデジタルマイクロスコープを用いて観察した。

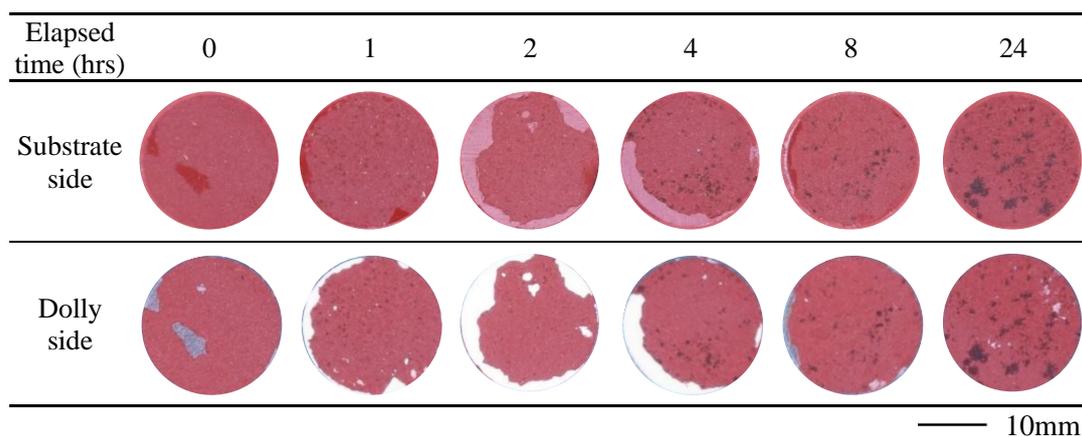
6.3 ターニングした鋼素地の塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動

6.3.1 塗膜の引張付着挙動

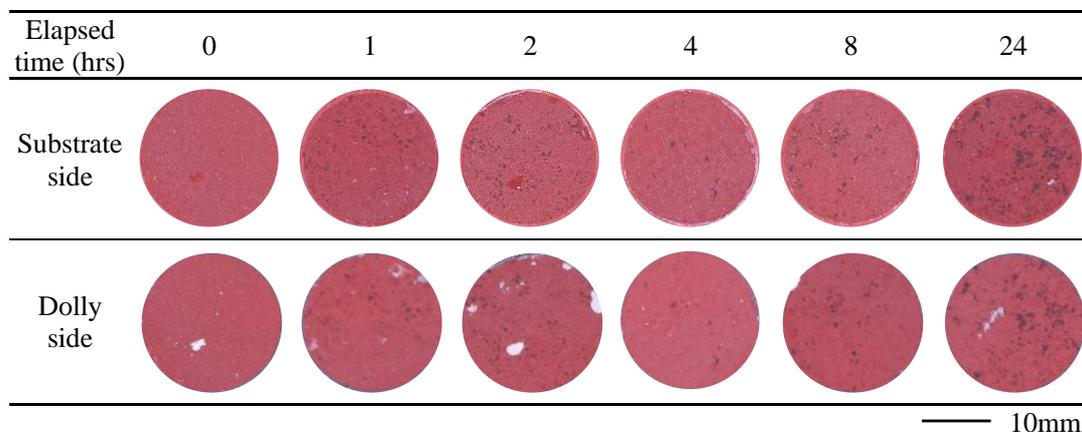
ブラスト処理直後から時間経過におけるターニングが発生した鋼素地と塗装の引張付着挙動を検討するため、引張付着試験後の塗装の破壊状態を表 6.1 に示す。また、荷重 P と変位 δ の関係を図 6.3 に示す。ここでは、各研削材を変化させてブラスト処理直後から時間経過 t を 0~24 hrs 後とした場合について示す。なお、図中では、各条件における 3 回行った結果の平均値と近い一つを代表として示している。表 6.1 に示すように引張付着試験後の塗装の破壊状態は、全条件において塗膜と鋼素地のターニングの凝集破壊であった。これは、相対的に弱いターニングや塗膜が凝集破壊したと言える。

表 6.1 引張付着試験後の塗装の破壊状態

(a) スチールグリット



(b) 溶融アルミナ



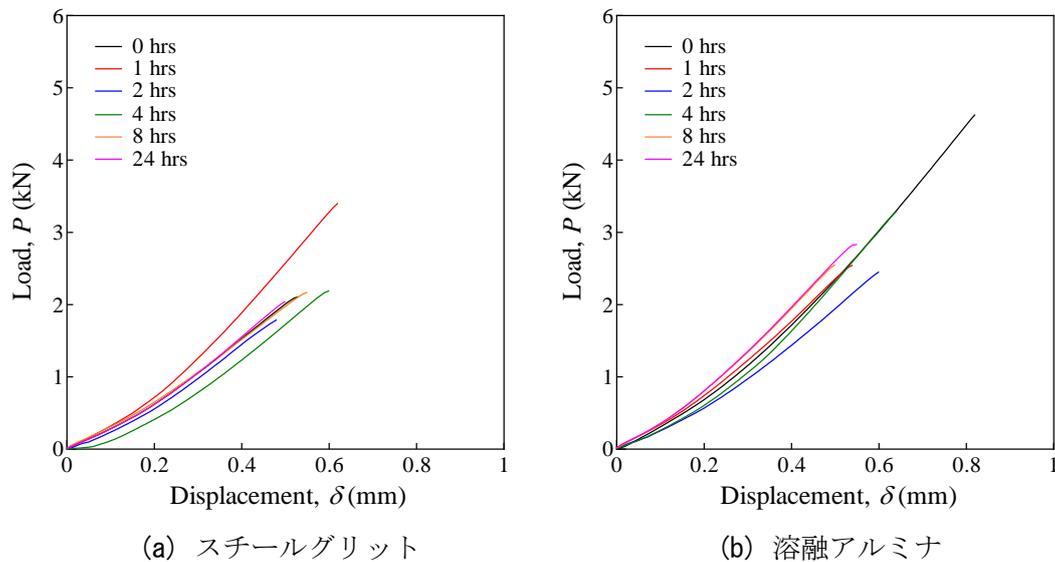


図 6.3 塗装の引張付着試験後の荷重 P と変位 δ の関係

図 6.3 示すように、各研削材と t によらず、載荷時に治具やドリーなどの不整による曲げの痕跡は、破壊面からは観察されなかったことや、図 6.3 に示す P と δ の関係から、信頼性の高い引張付着試験が実施できたと言える。

6.3.2 エポキシ樹脂の引張付着挙動

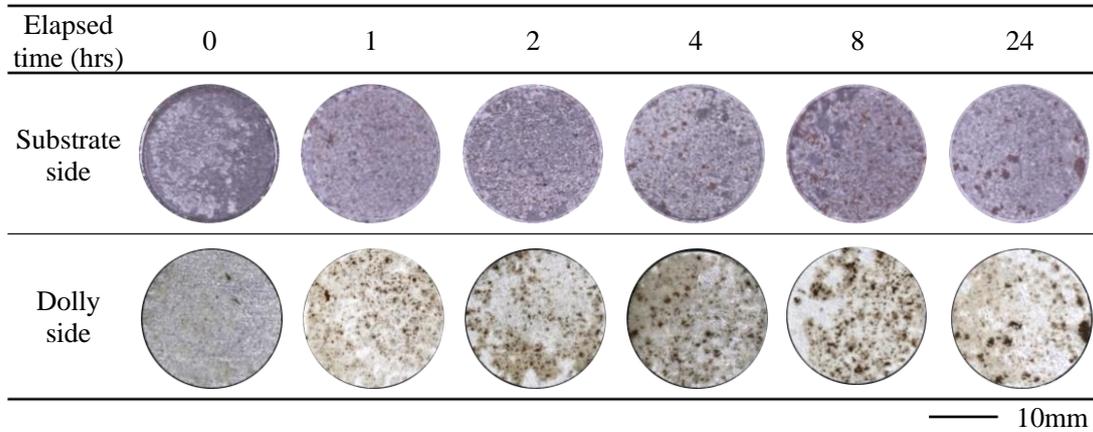
ブラスト処理直後から時間経過におけるターニングが発生した鋼素地とエポキシ樹脂の引張付着挙動を検討するため、引張付着試験後のエポキシ樹脂の破壊状態を表 6.2 に示す。また、荷重 P と変位 δ の関係を図 6.4 に示す。ここでは、各研削材を変化させてブラスト処理直後から時間間隔 t を 0~24 hrs 後とした場合について示す。

表 6.2 に示すように引張付着試験後のエポキシ樹脂の破壊状態は、ほぼ全条件において鋼素地やターニングが発生した部分とエポキシ樹脂の界面破壊であった。特に、 t が 1 hrs 以降は、引張付着試験後の鋼素地とドリー表面に腐食生成物が残存しており、相対的に弱い鋼素地のターニングを起点から破壊したと考えられる。

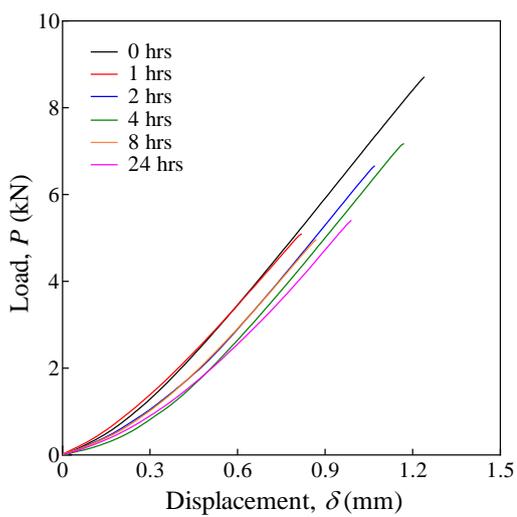
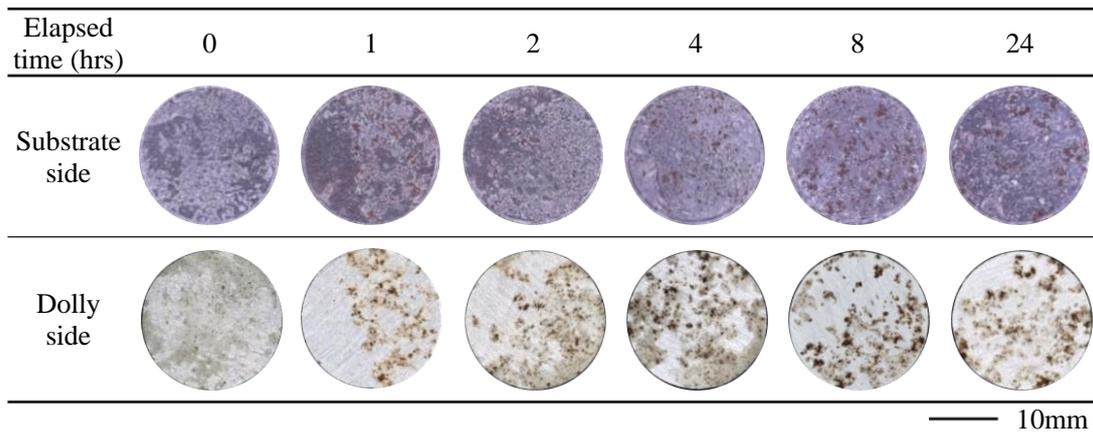
図 6.4 に示すように荷重 P と変位 δ の関係にも、各研削材と t によらず、載荷時に治具やドリーなどの不整による曲げの形跡について観察されなかった。このことから信頼性の高い引張付着試験が実施できたと言える。

表 6.2 引張付着試験後のエポキシ樹脂の破壊状態

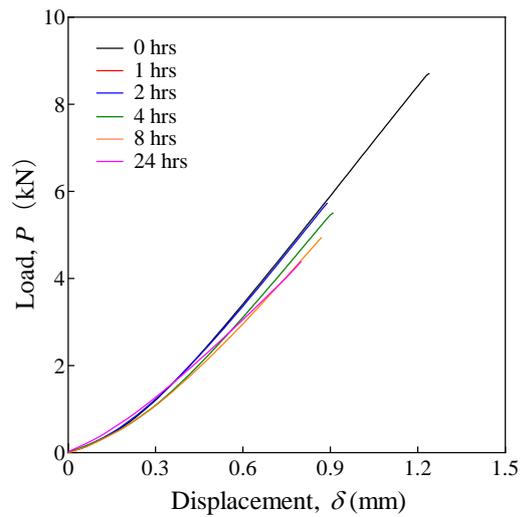
(a) スチールグリット



(b) 溶融アルミナ



(a) スチールグリット



(b) 溶融アルミナ

図 6.4 エポキシ樹脂の引張付着試験後の荷重 P と変位 δ の関係

第6章 ターニングした鋼素地と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動

ブラスト処理直後から時間経過 t におけるエポキシ樹脂の引張付着強度 σ_A を図 6.5 に示す。図中には、引張付着試験を3回行った結果、およびその平均値を示している。また、実線は、第3章に示した Milling 鋼板に投射角度と距離をそれぞれ 300 mm と 90°で各研削材を変化させて、ブラスト処理した鋼素地とエポキシ樹脂の σ_A である。

σ_A について、 t の 0 hrs が Milling 鋼板に比して大きくなっている。これは、試験体を作成する際に、鋼材が腐食し、鋼材自体の表面性状が大きくなったためだと考えられる。このことから腐食された鋼材については、腐食による鋼材自体の表面性状がエポキシ樹脂の引張付着強挙動に著しく影響を与え得ると言える。そこで、本章では t の 0 hrs を基準とした。

t における σ_A は、各研削材に関わらず同様な傾向を示しており、 t が 0 hrs ~ 2 hrs の場合、 σ_A が著しく減少しているが、4 hrs 以降の σ_A は有意差がない。この結果は、前述した P の傾向と同様な傾向を示すことで、鋼素地のターニングが、 $P > 1$ の集中から $P =$

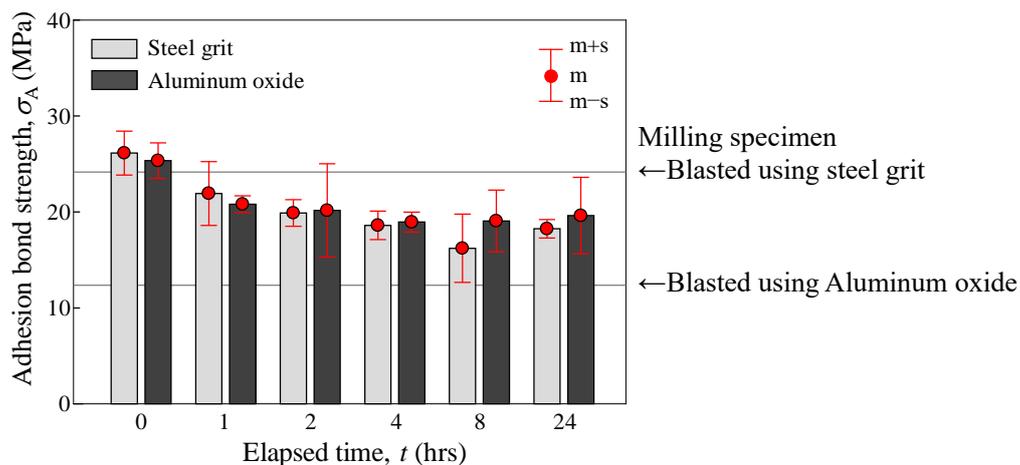


図 6.5 ブラスト処理直後から時間経過におけるエポキシ樹脂の引張付着強度

表 6.3 エポキシ樹脂の引張付着強度 ($\theta=90^\circ$, $l=300\text{mm}$)

Elapsed Time (hrs)	Steel grit		Aluminum oxide	
	Adhesion bond strength (MPa)	Adhesion loss (%)	Adhesion bond strength (MPa)	Adhesion loss (%)
0	26.1	—	25.4	—
1	21.9	16.1	20.8	18.1
2	19.9	23.8	20.2	20.5
4	18.6	28.7	19.0	25.2
8	16.2	37.9	19.1	24.8
24	18.3	29.9	19.6	22.8

1 (±0.05) ランダムの分布になるまでは σ_A が減少するが、 $P < 1$ の分散分布になるとターニングと σ_A の有意差がなかった。このことから、鋼素地のターニングが全面的に分布が集中とランダムの分布に比してエポキシ樹脂との有効付着面積が増加するため、付着強度の減少率が維持したと推測されるが、更なる研究が必要である。また、熔融アルミナの場合、スチールグリットに比してばらつきが大きくなっている。これは、第5章に示したように、熔融アルミナを用いてブラスト処理した鋼素地には、塩類や腐食生成物に加えて研削材も突き刺さっているため、引張付着強度に影響を与えたと考えられる。

ブラスト処理直後から時間経過 t による引張付着強度 σ_A の減少率を表 6.3 に示す。 σ_A の減少率は式 6.1 を用いて求めた。

$$\text{Adhesion loss (\%)} = \frac{\sigma_i - \sigma_0}{\sigma_0} \times 100 \quad (6.1)$$

σ_i : ブラスト処理後から時間間隔における引張付着強度,

i : ブラスト処理直後から時間間隔

t に対する引張付着強度 σ_A は、スチールグリットと熔融アルミナがそれぞれ 16~38% と 18~25% 減少しており、特に、スチールグリットが熔融アルミナに比して 1.1~1.5 倍大きかった。これは、鋼素地のターニングの面積と研削材の残留が引張付着強度の減少に影響を与えると考えられる。これらの結果から、研削材によらず t の 0~1 hrs の σ_A が著しく減少することから、ブラスト処理終了からできるだけ早めに塗装をすることが重要である。

鋼素地のターニングの面積 At とエポキシ樹脂の引張付着強度 σ_A の関係を図 6.6 に示す。図中の実線は、鋼素地とエポキシ樹脂の界面破壊であったデータを除いた全データを対象とした At とに対する σ_A の回帰直線を示している。また、破線はその回帰直線 m の $\pm 2s$ (s : 標準偏差) である。

各研削材によらず At が大きいほど、 σ_A が線形的に減少している。スチールグリットと熔融アルミナの相関係数は、それぞれ 0.7 と 0.6 であり、 σ_A と相関が高かった。このことから、 At に対するエポキシ樹脂の引張付着強度 σ_A は、図 6.6 中の回帰直線の式を用いて、おおよそ推定できると言える。また、 At が 10% 増加する場合、スチールグリットと熔融アルミナの σ_A は、それぞれ 30% と 18% 減少であり、スチールグリットが

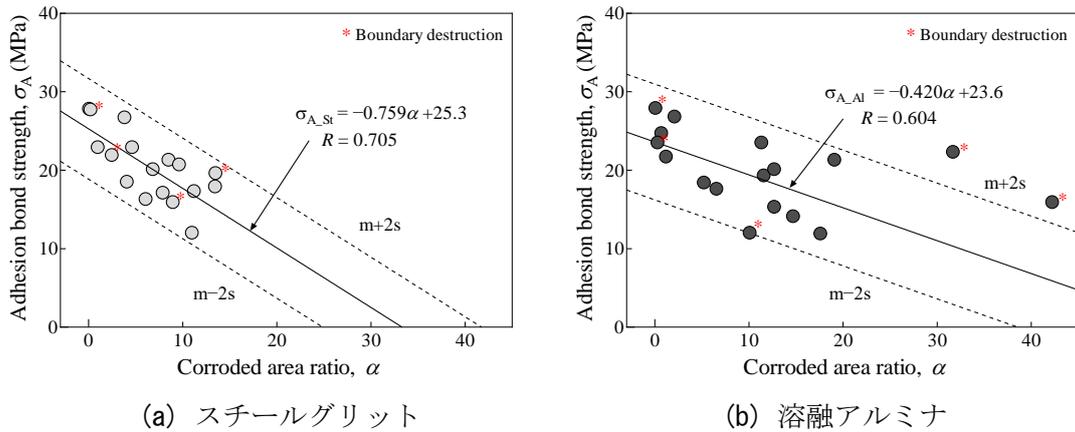


図 6.6 鋼素地のターニングの面積とエポキシ樹脂の引張付着強度の関係

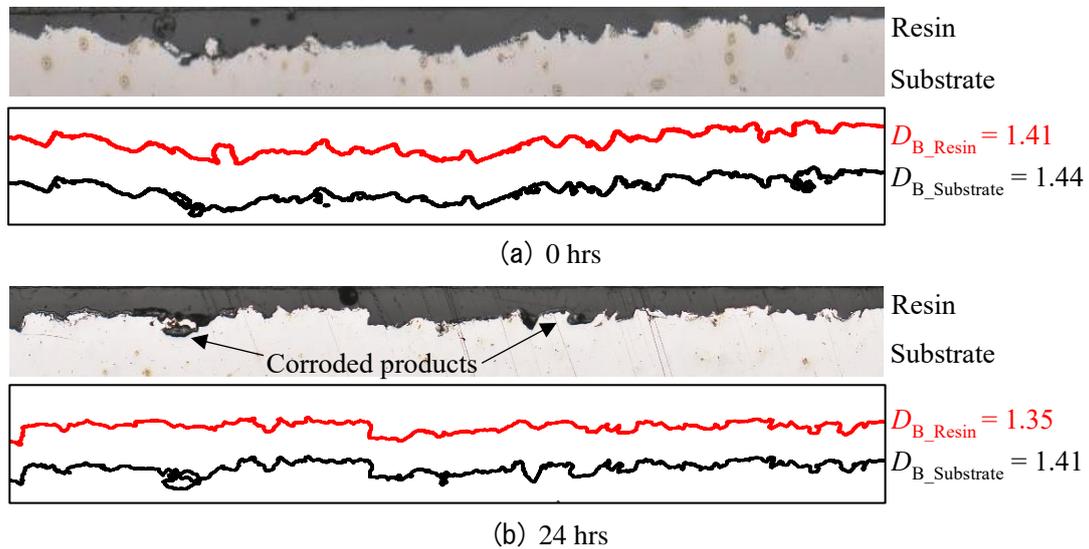


図 6.7 ブラスト処理直後から時間経過による鋼素地とエポキシ樹脂の付着状態 (スチールグリット)

大きい。この結果から、At が同様な場合、溶融アルミナがスチールグリットに比してエポキシ樹脂の引張付着強度が確保できると言える。

鋼素地に前述したドリーの付着と同様な方法でエポキシ樹脂を塗布し、硬化させたサンプルの断面を観察した結果を図 6.7 と図 6.8 示す。また、ブラスト処理直後から時間経過 t の 24 hrs 後のターニングの領域を SEM-EDX 分析した結果を図 6.9 に示す。鋼素地のターニングが鋼素地とエポキシ樹脂の付着状態に及ぼす影響を検討するため、断面画像を 2 値化処理することで抽出したターニングと研削材を含まれた鋼素地の外形線 (以下、鋼素地自体の外形線) およびエポキシ樹脂の外形線についてフラクタル次

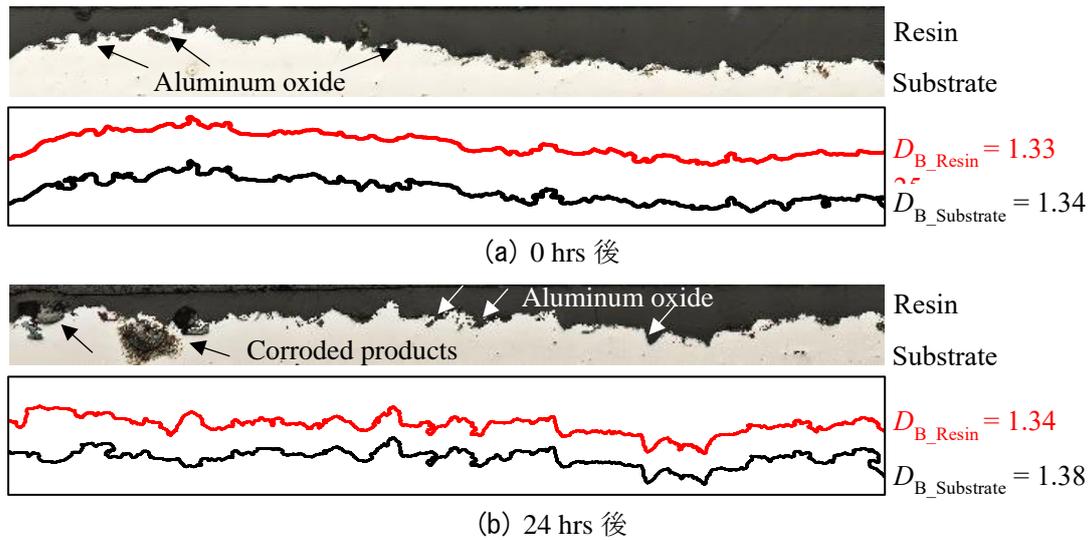


図 6.8 ブラスト処理直後から時間経過による鋼素地とエポキシ樹脂の付着状態 (溶融アルミナ)

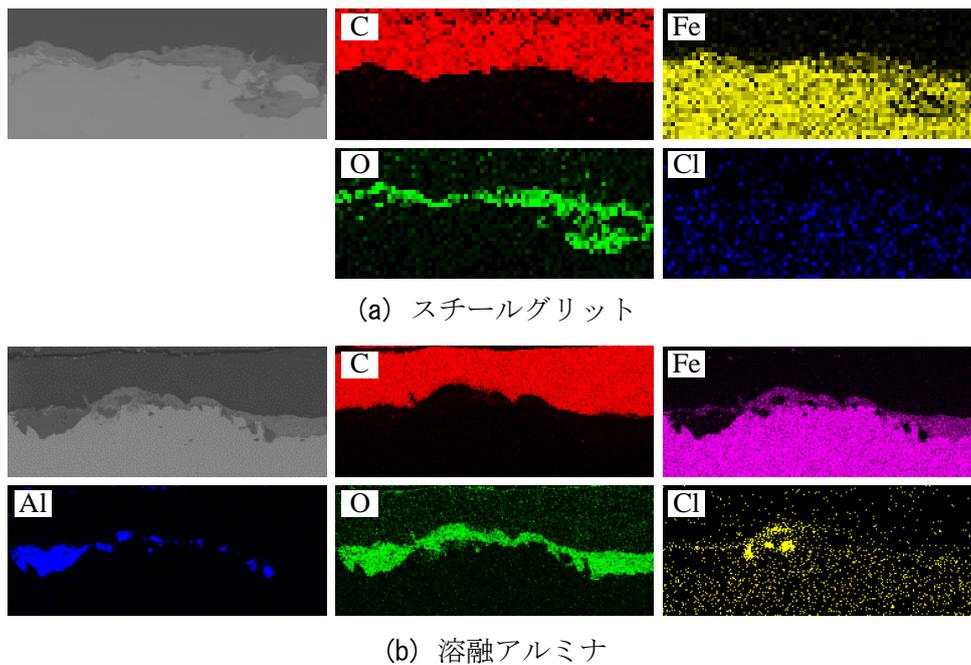


図 6.9 鋼素地断面の SEM-EDX 結果 ($t=24$ hrs)

元 D_B を算出した結果を示す。図 6.7 と図 6.8 中の黒線と赤線は、それぞれ鋼素地自体の外形線 $D_{B_Substrate}$ とエポキシ樹脂の外形線 D_{B_Resin} を示している。ここでは、ターニングの差異が大きい t を代表として 0 hrs と 24 hrs の場合について示す。

$D_{B_Substrate}$ と D_{B_Resin} の差異は、研削材によらず 0.02~0.07 で小さいことから、鋼素地にターニングと研削材が残存する鋼素地とエポキシ樹脂の密着に及ぼす影響は小さい

と考えられる。特に、 t が 24 hrs の場合、鋼素地のターニングにキャビティが観察される。なお、図 6.9 に示すように SEM-EDX 分析結果にも鋼素地とエポキシ樹脂が密着されている。一方、鋼素地のターニングには多量の O が観察される。それで、引張付着試験の際に腐食生成物の領域が応力集中され、相対的に弱い腐食生成物のキャビティから引張方向に破壊する。したがって、腐食領域から初期破壊しやすいと考えられる。

6.4 まとめ

第6章では、ブラスト処理後にターニングが発生した鋼素地と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動を解明するため、引張付着試験を行った。また、第5章で述べた鋼素地のターニング特性が塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動に及ぼす影響を解明した上で、ターニング面積と引張付着強度の相関性を示した。

本章で得られた主な結果は、以下に示すとおりである。

- 1) 塗膜の引張付着挙動については、研削材や鋼素地のターニングによらず、塗膜の凝集破壊強度で決定される。
- 2) 研削材によらず、鋼素地の腐食面積の増加に伴い、エポキシ樹脂の付着強度が線形的に減少する。鋼素地の腐食面積が 10 %増加すると、スチールグリットと溶解アルミナでブラスト処理した鋼素地のエポキシ樹脂の引張付着強度は、それぞれ 30 %と 20 %減少する。
- 3) 鋼素地とエポキシ樹脂の引張付着強度は、腐食分布と同様な傾向である。腐食分布が引張付着強度に著しく影響を及ぼす。
- 4) 鋼素地に発生したターニングの領域から初期破壊しやすい。
- 5) 鋼素地と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着強度の低下を予防するためには、ブラスト処理後から極力早く塗装をする必要がある。

参考文献

- [1] Griffiths, B. J., Gawne, D. T., Dong, G.: The erosion of steel surfaces by grit-blasting as a preparation for plasma spraying, *Wear*, Vol.194, No.1-2, pp.95-102, 1996.
- [2] Griffiths, B. J., Gawne, D. T., Dong, G.: A definition of the topography of grit-blasted surfaces for plasma sprayed alumina coatings, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, Vol.121, No.1, pp.49-53, 1999.
- [3] Guzanová, A., Brezinová, J., Draganovská, D., Jaš, F.: A study of the effect of surface pre-treatment on the adhesion of coatings, *Journal of Adhesion Science and Technology*, Vol.28, No.17, pp.1754-1771, 2014.
- [4] Li, A., Xu, S., Wang, H., Zhang, H., Wang, Y.: Bond behaviour between CFRP plates and corroded steel plates. *Composite Structures*, Vol.220, pp.221-235, 2019.
- [5] Yang, M., Kainumaa, S., Xie, J., Liua, W., Liu, Y.: Bond behavior between CFRP and corroded steel plate associations with surface treatments, *Composites Part B: Engineering*, Volume 246, November 2022.
- [6] (一財) JIS K 5600 「塗料一般試験方法— 第7部：塗膜の長期耐久性—第9節：サイクル腐食試験方法—塩水噴霧／乾燥／湿潤」, 2006.
- [7] (一財) JIS Z 2371 「塩水噴霧試験方法」, 2015.
- [8] 小林淳二, 貝沼重信：大気環境と JIS サイクル D 腐食促進試験における裸普通鋼材の腐食挙動の相関性と腐食促進倍率に関する基礎的研究, *材料と環境*, D-207, pp.287-290, 2015.

第7章 結 論

鋼構造部材の塗膜などの防食皮膜の耐久性や防食性能に加え、炭素繊維接着に用いられるエポキシ樹脂の付着性能は、鋼素地の品質に大きく依存する。そのため、これらの耐久性や性能を向上させ、長期間維持するためには、鋼部材を適切に素地調整する必要がある。素地調整の品質が電動工具などの方法に比して高いブラスト処理については、研削材や投射圧力、角度、距離および時間のブラスト処理の諸条件が表面特性に及ぼす影響を十分に把握した上で適正に管理することが重要になる。

ブラスト処理した鋼材の表面特性については、これまで鋼素地の表面性状と電気化学特性、鋼素地と塗膜・エポキシ樹脂の付着挙動の研究が行われているが、鋼構造物のブラスト処理に反映するための知見が十分に得られていない。

本研究では、まず、研削材、投射角度および距離のブラスト処理の諸条件が鋼素地の表面性状に及ぼす影響を定量的に検討した。次に、この検討結果に基づき、ブラスト処理の諸条件で変化する鋼素地の表面性状と塗膜・エポキシ樹脂の付着挙動および腐食特性を明らかにした。また、既設鋼構造物の塗替え塗装を対象として、腐食部材のブラスト後に塩類や腐食生成物に加え、残留する研削材の影響を考慮したターニング特性を明らかにするとともに、ターニングが塗膜・エポキシ樹脂の付着挙動に及ぼす影響について定量評価した。以下では、各章で得られた知見および結論の要約を示す。

第1章では、新設と既設の鋼構造物における鋼素地の品質に関するブラスト処理条件について、研究の背景と目的を述べた。また、鋼素地の品質評価と塗替え塗装時の課題点、および先行研究として、ブラスト処理条件が鋼材の表面性状、鋼素地と塗膜・エポキシ樹脂の付着挙動および鋼素地の電気化学特性について示した。さらに、本論文の構成について述べた。

第2章では、実構造物に採用されているブラスト処理条件である研削材、投射の角度および距離に着目して、これらの諸条件が鋼材の表面性状に及ぼす影響について検討した。また、鋼素地の表面性状を詳細に検討するため、表面粗さや研削材の残留およびアンカーパターンを定量評価した。本章で得られた知見を以下に示す。

- 1) 研削材の種類（スチールグリットと溶融アルミナ）によらず、投射距離が 100 mm の場合、鋼素地の投射中央部が減耗するため、塗膜や孔食を除去する目的以外では投射距離を 200～500 mm 程度とする必要がある。
- 2) 研削材の種類によらず、投射の角度と距離の増加に伴い、鋼素地の表面粗さは増加し、複雑化したアンカーパターンの鋼素地が形成される。
- 3) スチールグリットを研削材に用いた場合、鋼素地に研削材がほとんど残留しない。一方、溶融アルミナを研削材に用いると、研削材が鋼素地のほぼ全面に残留する。研削材が鋼素地に残留することで、鋼素地の表面粗さの測定結果に著しく影響を及ぼす。

第3章では、ブラスト処理した鋼材の表面性状および研削材の残留度が塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動に及ぼす影響について検討した。第2章の結果に基づき、ブラスト処理の諸条件により変化させた鋼素地の表面性状および研削材の残留度が異なる鋼素地を対象として、塗膜・エポキシ樹脂の引張付着試験を行った。本章で得られた知見を以下に示す。

- 1) 研削材の種類（スチールグリットと溶融アルミナ）によらず、投射の角度と距離が増加するに伴い、鋼素地の表面粗さが大きくなり複雑化したアンカーパターンが多いほど、鋼素地とエポキシ樹脂の引張付着強度は増加する。
- 2) 研削材にスチールグリットを用いた場合の鋼素地とエポキシ樹脂の引張付着強度は、研削材に溶融アルミナを用いた場合の鋼素地に比べて 23～55%程度増加する。また、鋼素地に研削材の残留が多いほど、鋼素地とエポキシ樹脂の引張付着強度は向上する。

第4章では、第2章の結果に基づき、ブラスト処理の諸条件を変化させた鋼素地の表面性状と研削材の残留度が腐食特性に及ぼす影響を電気化学的視点で評価した。この評価に際して、鋼素地の分極曲線およびインピーダンスの電気化学測定を行った。本章で得られた知見を以下に示す。

- 1) 研削材にスチールグリットを用いた場合、鋼素地に研削材がほとんど残留せず、表面粗さが減少するほど、腐食性が低下する。研削材に溶融アルミナを用いた場合、研削材の残留度が増加するほど、腐食性が低下する。しかし、これらの鋼素地の腐

食速度の差異は、研削材の種類、投射角度や距離によらず、著しく小さい。

第5章では、既設の鋼構造物の塗替え塗装を対象にして、ブラスト処理した腐食鋼材のターニング特性を解明した。ブラスト処理後、鋼素地に発生するターニングを明らかにするため、ブラスト処理後の時間経過における腐食面積を算出し、空間統計学的手法である点過程を適用することで腐食発生分布を分析した。さらに、ターニングした鋼素地の表面活性を電気化学試験を行うことで評価した。本章で得られた知見を以下に示す。

- 1) 研削材の種類（スチールグリットと熔融アルミナ）によらず、ブラスト処理後から1時間以降に鋼素地にターニングが発生する。また、経過時間が増加するほど、鋼素地にターニングが全面的に分布する。熔融アルミナを研削材に用いた鋼素地のターニングの進行性は、スチールグリットの場合に比して低くなる。
- 2) 鋼素地に研削材と塩類の残留によらず、電位の経時性変化の傾向は、ほぼ同様になる。鋼素地にターニングの腐食面積が増加するほど、電位が停滞する時間が線形的に増加する。

第6章では、ブラスト処理後、ターニングした鋼素地と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動を解明するため、引張付着試験を行った。また、第5章で明らかにした鋼素地のターニング特性が塗膜・エポキシ樹脂の引張付着挙動に及ぼす影響を解明した上で、鋼素地に研削材の残留およびターニングの面積と引張付着強度の相関性を示した。本章で得られた知見を以下に示す。

- 1) 研削材によらず、鋼素地の腐食面積の増加に伴い、エポキシ樹脂の引張付着強度が線形的に減少する。また、鋼素地の腐食分布が引張付着強度に著しく影響を及ぼす。
- 2) 鋼素地に発生したターニングの領域から初期破壊しやすい。鋼素地と塗膜・エポキシ樹脂の引張付着強度の低下を予防するためには、ブラスト処理後から極力早く塗装をする必要がある。

謝 辞

本研究の遂行、および本論文を執筆するにあたり、終始一貫してご指導およびご教示を賜り、様々なご助言をしてくださった九州大学工学研究院 社会基盤部門 建設設計工学講座 貝沼重信 教授、楊沐野 特任助教に深く感謝致します。本論文の執筆にあたり、適切な御助言を賜りました 濱田秀則 教授および押川渡 教授には、心より感謝申し上げます。

貝沼重信 教授には、研究活動に加え、研究者としての心構えや学外の方々との関わり方、適切な資料作成・発表方法など、多大なるご指導を頂きました。また、ご多忙中、多数の現場見学や勉強会、国内外の学会発表へ参加させていただきました。そのお陰で様々な成果が得られました。

池田工業(株) 池田龍哉氏には、素地調整に関する様々な専門知識を御教授いただくとともに、現場を幾度となく提供して頂きました。本研究を遂行する上で、多くの御指導を頂きました。厚地鉄工(株) 関東アスコン 厚地一郎氏および極東メタリコン工業(株) 小寺健史氏には、ブラスト機械およびブラスト処理に関する様々な専門知識などを御教授頂きました。

九州大学工学研究院 機械工学部門 佐島隆生 助教、氷上隆三 技官、川島慎太郎 技官には、試験体製作方法や各分野の専門知識など、非常に有益なご指導と御協力を頂きました。

建設設計工学研究室の皆様にも研究活動を支えていただくと共に、行事等でも懇親を深めることができました。特に、庄樹森氏、趙茂伶氏、パクサンホン氏には、研究活動において活発な情報交換をしたおかげで様々な発見ができました。また、論文執筆に際して様々な作業を補助して頂きました。

Gyeongsang National University の Jin-Hee Ahn 准教授には、日本留学への推薦を頂きましたことに加えて、修士および博士課程 進める上での多大な御指導および御助言を頂きました。

さらに、九州大学工学研究院 社会基盤部門 建設設計工学研究室 柴田博之 技官、加藤玲子 秘書に深く感謝いたします。特に、加藤玲子 秘書には、6年間日々たわいもない話を母のように温かさで受け入れてくださり、たくさんの楽しい時間をいただき私にとって研究の合間の癒しの時間でした。深く厚く御礼申し上げます。

謝 辞

最後に、日常生活において協力を惜しむことなく心身両面から支えてくれた、家族に深く感謝いたします。家族の支えがあったおかげで、本論文を完成することができました。

ここに、関係者各位により感謝の意を表し、本研究の謝辞と致します。

2023年3月
キム アラン