

平成26年度

低炭素型3R技術・システム実証事業

(鉄スクラップの自動車部品への高度利用化技術調査)

報告書

平成27年2月

東京製鐵株式会社

要旨

1. 背景

老廃スクラップを主たる原料とした自動車用鋼板を実現させることの意義を説明すると、日本は鉄鉱石などの天然鉱物に乏しい国であるが、工業製品や社会資本の形で膨大な鉄鋼蓄積量を国内に保有し、その量は鉄源協会によれば 14 億トンとも推定されている¹⁾。この膨大な鉄鋼蓄積量を背景に毎年安定した量の鉄スクラップが発生している。同時に、毎年、約 700 万トンの鉄スクラップが輸出されており、日本は鉄原料輸出国となっている。この理由としては、鉄スクラップから製造される鉄鋼製品は現在、主として土木・建築用途に限られており、且つ、土木・建築需要が長期にわたって減少してきていることから鉄スクラップが余剰となっていること等が挙げられる。老廃鉄スクラップから自動車用途にかなう鋼板・鋼材を製造できれば、国内での大きな資源循環が実現することになる。自動車産業からみれば、自動車用鋼板に新たなコストメカニズムを持つことになり、より安定したコスト競争力のベースになると考えられる。また、老廃スクラップからの鉄鋼製品製造メーカーからみれば、付加価値の高い製品へのシフトであり、更に、環境面で言えば、ほぼ 100%に近い純度の鉄原料からの鋼板製造であり、日本国内で見たときに省エネルギーとなる環境側面を持つ。鉄スクラップの内、その 70～80%を占める老廃スクラップから、如何に高機能な鋼板を製造しえるかが重要となってくる。

さて、これまで老廃鉄スクラップを原料とした自動車用鋼板の材料開発において、材料強度 980～1180MPa の熱延鋼板を新断ち屑 15%と残りを老廃鉄スクラップからなる、市中においては一般的比率の鉄スクラップ原料からコイルを製造し、強度・伸びバランスは現行の自動車用鋼板と同等以上の特性を得られることを実証した。このような超高強度鋼板を製造するにあたっては、現行高炉材においても、Cr、Mo などが添加され、かなり高合金化している。特にホットスタンプ、あるいはダイクエンチと言われる熱処理型の鋼板はその代表例である。鉄スクラップは、Cr、Mo、Mn、及びトランプエレメントと呼ばれる Cu、Ni などの合金を含有しており、ハイテン用合金鉄源とも言える特徴をもっている。鉄鋼製造において製鋼で取り除くことが出来ないトランプエレメント Cu、Ni の影響を制御出来れば、前述の有効元素の恩恵を最大化した鉄鋼製造が可能になるわけである。

2. 目的と調査方法

2014 年度の環境省実証事業「鉄スクラップの自動車部品への高度利用化技術調査」では、このトランプエレメントの鋼板表面品質に及ぼす影響を明らかにするとともに、もし課題がある場合は、その解決策を見出すことを目的の一つとした。このような目標設定をした理由は、先ず、自動車用鋼板が土木・建築用と最も大きく異なる点が表面品質であること、それは、自動車用途では鋼板を複雑に成形し使用し、更には製品として衝突など厳しい負荷を想定した使われ方をするが故に、これらと関連性の高い表面品質への要求が厳しいものとなっている。もう一つは、Cu、Ni は、Fe より酸化しにくい貴な元素であり、鉄鋼製造過程での高温で酸化にさらされる工程では、Fe が選択的に酸化され、Fe 酸化物が生成する表層では、酸化されない Cu、Ni が表層に濃化することになる。国重、秦野らは、このような選択酸化が起きると、熱的条件によっては、表層の凹凸が大きくなることを報告している²⁾³⁾。また、表層に濃化した Cu が液体状態で存在すると、ある特定の温度領域で粒界に浸潤し粒界脆化を起こすことも報告されている³⁾。図 1 は、1250 で加熱された Cu-Sn 含有鋼のスケール/地鉄界面とその表層部の Cu 濃度分布を模式的に示したもので、前述の Cu の挙動をイメージ出来るものとなっている。

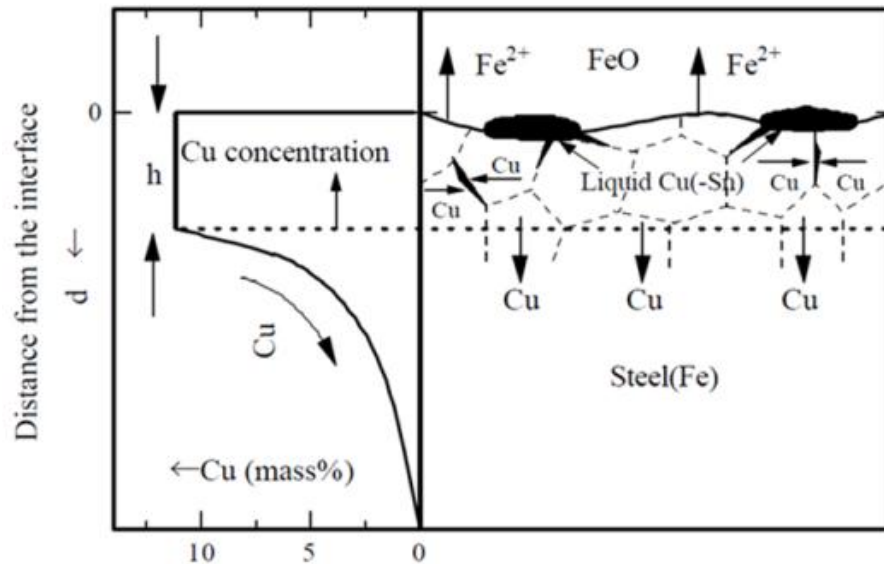


図1 Cu-Sn含有鋼の1250 加熱後のスケール/地鉄界面とCu濃度分布模式図³⁾

このように、Cu、Ni等の貴な元素に起因する表面のあれにスケールが入り込むと、そのスケールはデスケラや酸洗工程では除去出来ないことが懸念される。このように、Cu、Niの影響は、Feの表面酸化に随伴して起こる濃化現象によるものと考えられる。この現象は、熱延ではスケール生成が活発におこる加熱炉～粗圧延等の仕上げ圧延より前の工程が相当すると考えられる。そこで、本実証事業では、加熱炉から粗圧延の工程での鋼材表面状態を操業条件により変化させ、詳細に調査した。尚、繰り返しになるが、母材の特性については、2012年度、2013年度の事業成果の通り、懸念すべきものは見られない。塗装防錆上重要な化成処理性も鋼板表面状態に関わる特性であるが、表面現象を把握できれば、化成処理性に対しても安定した品質を提供出来る基礎になると思われる。鋼板表面の物性を、NIMSにて手法開発されたケルビンフォース顕微鏡(KFM)による表面電位差分布を測定し評価した。この分析手法の特徴は、表層直下の物性の影響を受けずに正に表面物性のみを計測出来ることである。

これら一連の調査にあたっては、異なるCu含有量の鋼材を用いてCu含有量の影響についても調べた。また、ハイテン化にあたって延性を確保するにあたって有効な元素であるSiを含有したものについても調査を行った。

以上は、表面品質にフォーカスした取り組みであるが、二つ目の実証事業目的として、自動車部品性評価を行った。自動車製造に関係する会社と共同で、代表的な自動車部品を選定し、その部品製造性評価を行った。選定した部品は、非常に厳しい塑性流動が付加され、また、板厚の増減肉や張出しなど伴うものを意識的に選定した。車体やシャシー部品のような一般プレス範疇では、最難関の成形難易度を持つ部品となる。材料は、強度370～400MPaの熱延酸洗鋼板である。部品製造性評価と併せて、部品特性と関連性のある基礎材料特性評価を行った。

三つ目の事業目的として、今回の部品製造性評価に用いた鋼板の製造時に発生するCO₂排出量を東北大学の松八重准教授が実操業データに基づき算出し、高炉が同鋼種製造時に相当するCO₂排出量と比較し、CO₂排出量削減効果を試算した。排出量算出の範囲は、スクラップが工場に集荷された状態を出発点に、熱延酸洗コイルが製造完了した時点までとした。

3. 調査結果

3-1. 表面品質調査

表面品質を良好なものにする為に、熱延工程でのスケール生成がデスケラや酸洗工程で剥離しやすいものとするを旨とし、滑らかなスケール/地鉄界面となる操業条件を調査した。熱延の加熱炉に挿入+抽出+窒素雰囲気中で冷却した試験片を用い、加熱炉でのスケール生成状態を観察した。加熱炉の温度、保持時間は実操業条件内で様々に変えた。加熱炉に挿入した試験片は、

Cu含有量を4水準変えたものと、Si含有量を2水準変えたものを供試した。表面の凹凸性(あれ)評価指標としては、図2に示すように、スケールと地鉄界面長さをLとし、また、その界面が直線だった場合の界面長さをAとした場合のL/Aを用いた。凹凸形状が直角二等辺三角形の場合、L/A=1.4となるが、この凹凸形状の場合は、スケールの地鉄への噛み込みは起きにくいと考えられることから、L/A≤1.4を良好な表面状態領域とした。また、内部酸化層深さは、酸洗で除去出来る深さであることが好ましいことから、この深さについても調査した。

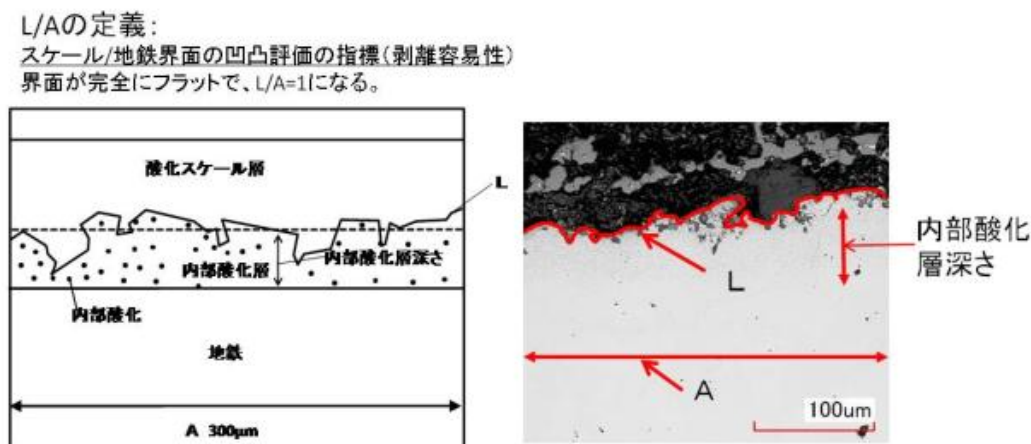


図2 スケール/地鉄界面の凹凸指標

加熱炉でのスケール生成状態の結果を図3に示すが、高炉成分に近い材料とCu含有鋼とでL/Aは変わらないこと、また、内部酸化層深さは高炉成分に近い材料と比較しても浅いことが分かった。内部酸化層深さは図4の説明に後述するが、Mn等の元素によって進行が抑止されており、その深さはMn含有量の増加に反比例していることがわかった。

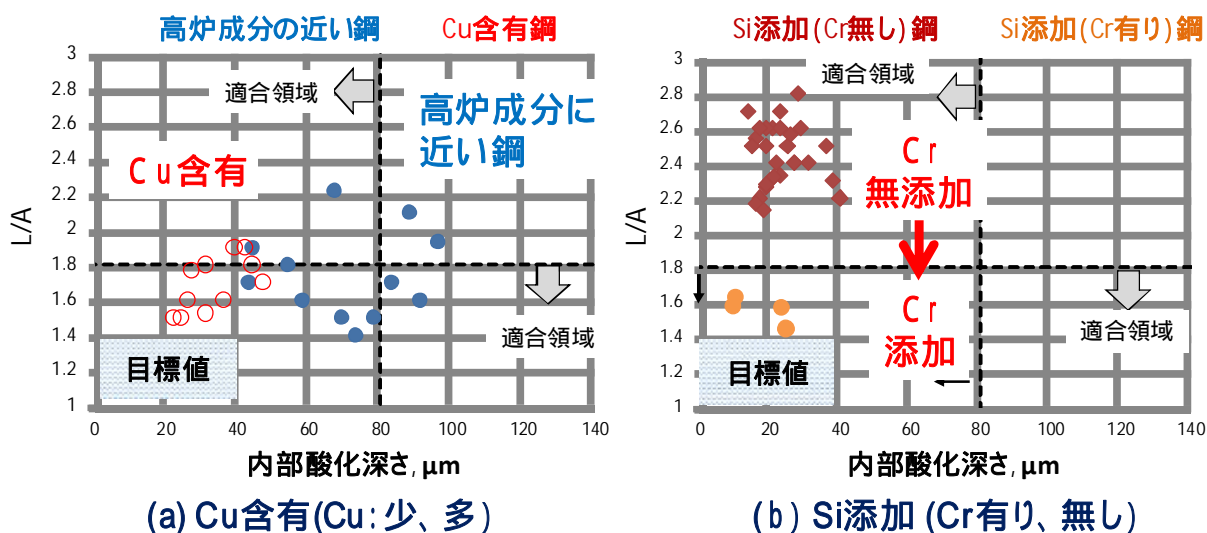


図3 スケール/地鉄界面凹凸状況と内部酸化深さ：Cu、SiとCrの影響

表層断面のEDS元素分布分析(エネルギー分散X線分析:元素がどのくらいの濃度で分布しているかがわかる。)の結果を図4に示す。内部酸化層境界にMn、Crの濃化が見られ、鉄の内部酸化をMn、Cr酸化物が抑止している可能性が考えられる。Si含有鋼の場合、L/Aは増大し、スケール/地鉄界面の凹凸は大きくなる結果となった。但し、Si含有鋼もCrを添加することにより、L/Aは大きく減少し、目標領域のL/A≤1.4近傍に近づく結果が得られた。

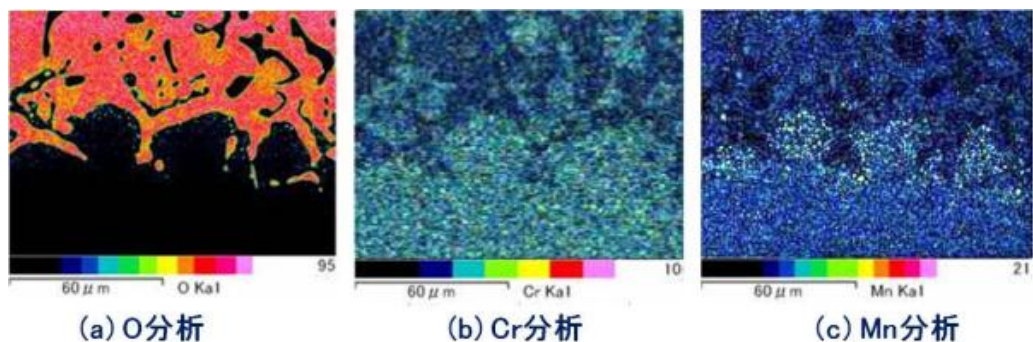


図4 スケール/地鉄界面のEDS元素マッピング

表層の断面観察、及びEDS元素分析の結果を図5に示す。何れの試験片においてもCuの粒界への浸潤は観察されなかった。試験片の内、最大Cu含有量は0.30%であるが、この水準においても、所謂液体Cuの粒界への浸潤により誘引されるCu脆化の懸念は無いと考えられる。粗圧延後の鋼片の表面調査についても同様の結果が得られた。このように従来知見から類推して懸念される選択酸化による表層あれの問題、あるいは、Cu脆化の現象が観察されなかった理由として、これらの現象はFeの酸化に伴って発生するものであり、Feよりも酸化しやすいSi、MnやCr等の酸化副反応が先行して発生することにより、懸念されている酸化反応が抑制された可能性が考えられる。図6は、FeとSi、Mnの三元系酸化反応の熱力学的エネルギーを表したエリンガム図(下のほうにある直線の反応式ほど反応が起こりやすい。)であるが、熱延の上工程温度領域では、鉄の酸化反応の前に、Mn、Si等の副反応が先行して起こることが示されており、前述の鉄の酸化反応の抑制の可能性を類推するものの一つと考えられる。

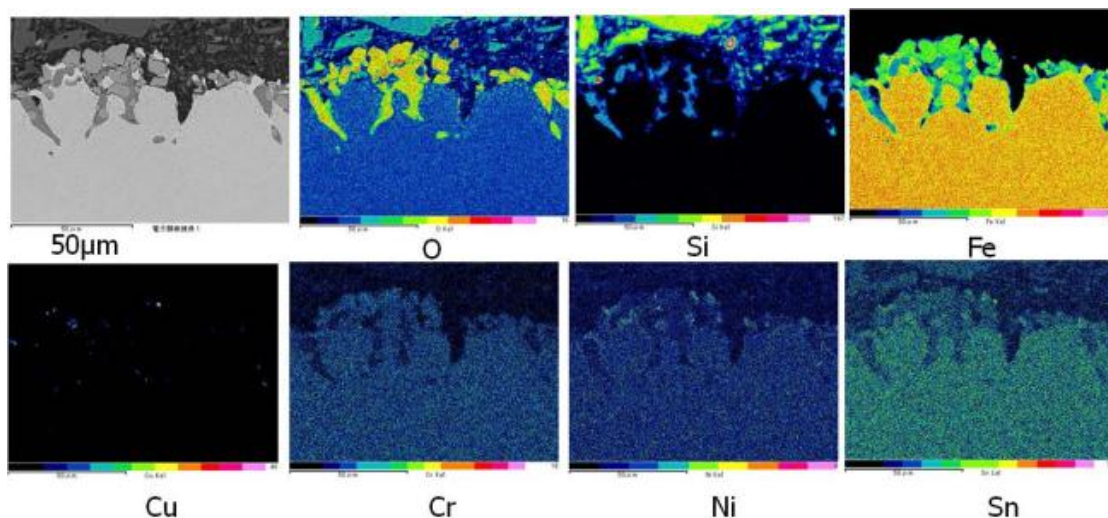


図5 Cu: 0.30%含有鋼の加熱炉挿入時のスケール/地鉄界面の元素マッピング

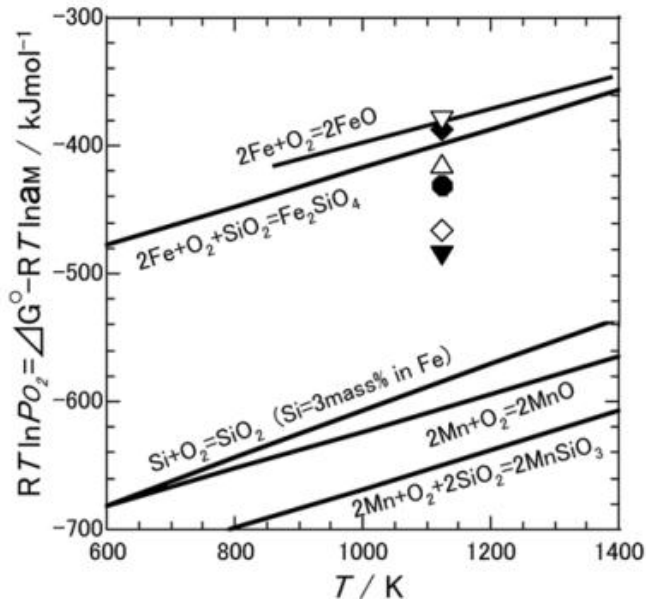


図6 熱延温度領域での鉄、Si、Mnの3元系酸化反応エリンガム図

表層の特性を更に詳細に、表面電位差顕微鏡（KFM：Kelvin Force Microscopy）により表面電位差分布（電気化学的に貴であるのか、卑であるのかの分布状態をを画像化したもの）を調査した。熱延・酸洗コイルの表層断面の表面電位差分布を調べたものが図7に示している。今回部品評価に供試した一連のコイルは、表層部約50 μ m厚さの低電位な電位層があることがわかった。この低電位層の分布が不均一に表面に存在した場合、化成処理性等の表面での電気化学的反応にも不均一さが生じるとも考えられ、この電位層の発生メカニズムの把握が必要と考えられる。これまで酸洗では、積極的に地鉄を酸減してこなかったが、スケール層に加えて一定地鉄厚さを酸減するという考え方が重要になるとと思われる。

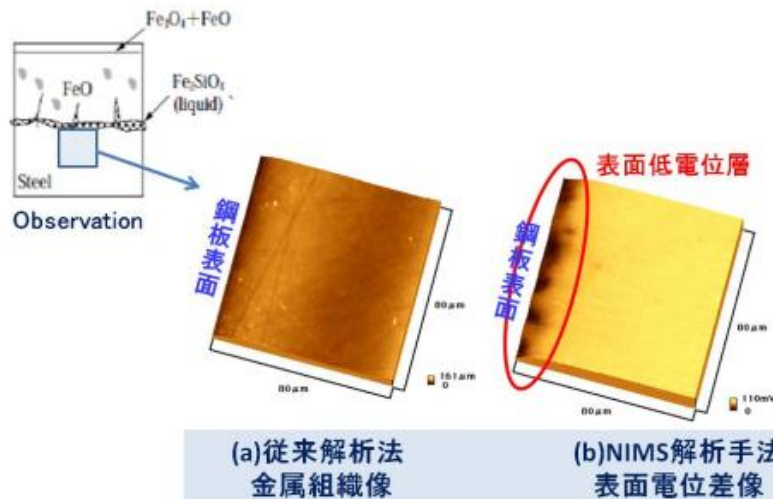


図7 NIMS：KFMによる表面電位差分布（電炉鋼のスケール/地鉄界面測定）

3-2. 部品製造性評価

部品評価は、Cu：0.30%含有の強度370MPa級の電炉鋼板を用い、カップ状に成形し、割れ、傷の発生、成形型の焼き付きの有無、部品形状寸法、部品断面観察によるメタルフロー、内部割れについて調査を行った。いずれも現行量産の高炉材と同等水準の結果が得られ、量産にあたっての問題は無いことが確認された。

これにより、今回の評価部品より製造性難易度の低い全ての部品では、製造性はクリア出来るものと期待できる。例えば、車体やシャシーのような一般プレス部品において、材料強度が

440MPa 以下の熱延材対応部品は、これに該当すると考えられ、また、ユニット系の一般プレス部品も同様に該当すると考えられる。

自動車技術会のシンポジウム「車体構造形成における CO2 削減の新展開 (2010年 7月 21日)」の自動車メーカーの視点から見た資源循環と CO2 削減 (20104495)」で、電炉鋼を自動車に適用した場合の CO2 削減効果のケーススタディが記載 (図 8) されているが、代表的小型車の車体材料構成比として、440MPa 以下の熱延鋼板比率 : 22.4% となっている。

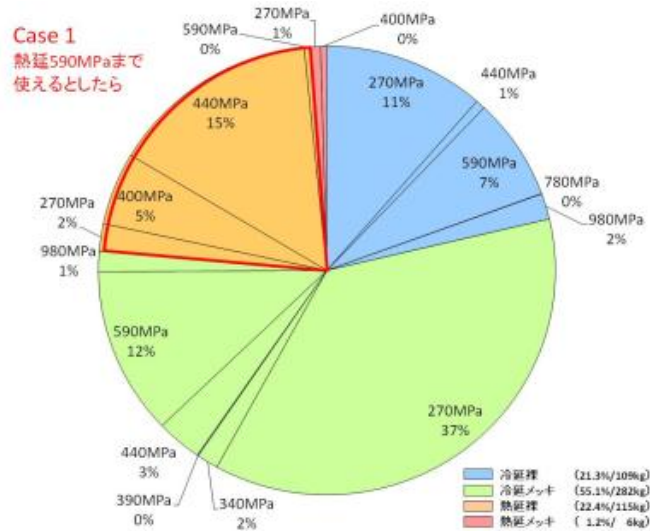


図 8 代表的小型自動車の車体材料構成比 (自動車技術会シンポジウム引用)

表 1 普通・小型乗用車における原材料構成比推移

(年)	1973	1977	1980	1983	1986	1989	1992	1997	2001
普通鋼鋼材	60.4	61.6	60.5	59.5	57.7	56.9	54.9	52.1	54.8
熱延鋼板	14.7	14.8	13.6	13.9	12.2	11.5	12.4	12.0	15.4
冷延鋼板	38.9	37.9	33.8	29.4	26.0	22.5	15.0	13.3	13.5
熱冷ハイテン	0.0	0.5	1.4	4.1	7.3	6.4	3.9	3.8	2.7
表面処理鋼板	1.6	4.4	7.2	7.8	8.2	12.9	20.2	19.0	20.3
その他	5.2	4.0	4.5	4.3	4.0	3.6	3.4	4.0	2.9
特殊鋼鋼材	17.5	16.1	14.7	14.3	15.0	15.1	15.3	16.9	16.7
鋁 鉄	3.2	3.2	2.8	2.2	1.7	1.7	2.1	1.8	1.5
非鉄金属	5.0	4.7	5.6	5.6	6.1	7.4	8.0	9.6	7.8
非金属樹脂等	13.9	14.4	16.4	18.4	19.5	18.9	19.7	19.6	19.2
合計	100.0	100.0	100.0	100.0	100.0	100.0	100.0	100.0	100.0

(出所) (社) 日本自動車工業会、「日本の自動車工業 2001」

この 22.4% の車体領域は、今回の製造性評価結果から製造性は問題ない部品群と考えられ電炉鋼置換が可能と推定される。また、IEEJ2002 の 8 月掲載の「LCA 的視点からみた鉄鋼製品の社会における省エネルギー貢献に係る調査」で普通・小型乗用車における原材料構成比の推移 (表 1) が示されており、2001 年普通鋼の熱延鋼板 (ハイテンは別) は、車両質量の 15.4% となっている。熱延から冷延へシフトし薄板化されている、あるいは、サスペンションメンバーのように強度が 590MPa 近傍の部品は幾らかあるものの、車両質量の 10% 程度は、製造性の観点から電炉鋼置換が可能と思われる。これは、車両質量 1300kg の車では、今回の評価で製造性 OK と推定される熱延鋼板の製品質量は 130kg となり、プレス歩留まりを 50% と仮定すると、自動車部品製造に投入される材料質量は、260kg/台ということになる。

3-3. 電炉鋼製造時の CO2 排出量試算と高炉材から電炉鋼置換時の CO2 削減効果

今回の部品評価に供試した鋼板の製造過程における CO2 排出量を工場の操業データに基づき、東北大学にて試算をおこなった。試算範囲は、スクラップが工場に集積した状態を起点に熱延・酸洗まで終えたコイル製品状態までとした。生産工場は、製鋼～熱延までを東京製鐵田原工場、

酸洗は岡山工場とし、熱延コイルを岡山に輸送するにあたってのCO₂排出量は、輸送手段を幾つか候補選定しケーススタディを行った。酸洗工程が田原工場に統合された場合は、この輸送に係るCO₂排出量は無くなることになる。

図9は、CO₂排出量の原単位を示している。これを用いて、高炉が相当鋼種を製造した場合のデータと比較し、現行の高炉材から今回の電炉評価材に置換された場合のCO₂削減効果を試算した。

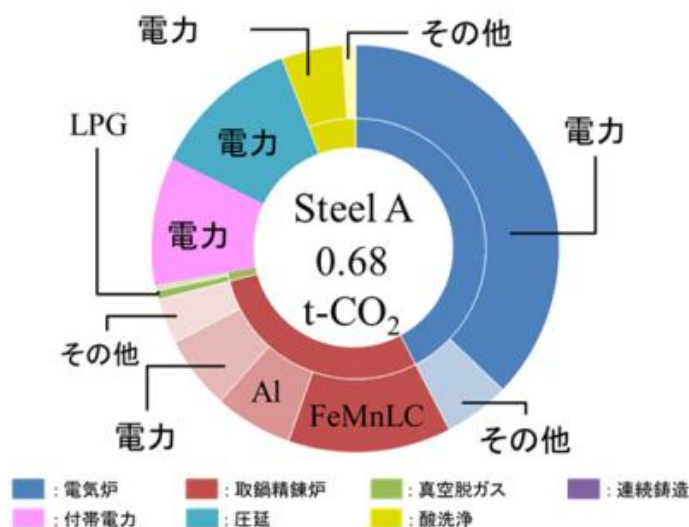


図9 製造性評価を行った電炉鋼材の製造プロセスでのCO₂排出量試算結果

車両への適用モデルとしては、コンパクトクラスとラージクラスとで分け、表2に示すように車両質量の約10%に電炉鋼を適用した場合の設定を行った。表3には、上段に100%高炉材の場合の結果が、下段に10%電炉鋼に置換した場合のCO₂排出量の試算結果を示してある。これより、車両質量10%への電炉鋼適用により、鋼板製造に係るCO₂排出量は7%削減されるということがわかる。

表2 電炉鋼適用のモデル設定一覧

タイプ	自動車ボディ1台の重量	年間生産台数(国内シェア率)	自動車ボディの年間生産量
Bクラス	800 kg	210万台(30%)	1,680 kt
Lクラス	1,000 kg	126万台(18%)	1,260 kt

表3 100%高炉・転炉法製造と電炉鋼(製造性評価鋼)の鋼板製造に係るCO₂排出量の比較

自動車ボディの鉄鋼材構成比	自動車ボディの鉄鋼材重量	鉄鋼材の必要量	CO ₂ 排出量
100% 転炉鋼	2,940kt	5,880kt	11,226kt
90% 転炉鋼 + 10% Steel A	転炉鋼 2,623kt Steel A 317kt	5,246kt 634kt	10,445kt

3-4. 事業の実現可能性

< 技術的側面から見た事業の実現可能性 >

本実証調査事業では、Cu 含有量：0.30%の試作材を用いて実際の自動車部品の製造性評価を行った結果、現行適用中の高炉材と比較して問題がないことが確認されると共に、トランプ元素が鋼板表面品質に及ぼす影響調査の結果、Cu 含有量 0.04~0.30%まで試作材にて、Cu 脆化現象は観察されず、内部酸化層深さと Cu 起因の表面凹凸性についても、Cu 含有が要因となって悪化することはないことが判った。また、これらの表面品質特性を向上させる方策として、Si や Mn などが有効である可能性が見出された。Cu 含有量 0.30%まで自動車用鋼板として許容出来れば、老廃スクラップを大々的に利用できることになるが、これを確実にするためには、熱延工程での高温酸化現象における Si や Mn、Cr 等の作用メカニズムの把握と、製品品質との関係を明確にすることが重要である。更に、試作した酸洗鋼板表面に電気化学的な低電位層が存在が確認されたが、電気化学的に不均一に存在する場合は、防錆性能を担う化成皮膜の形成の均一性に影響すると考えられることから、この電位層の形成メカニズムを明らかにすると共に表面物性を安定制御するための工程技術を確認させることが重要である。

尚、Cu を代表するトランプ元素の部品性能への影響を把握する必要がある。但し、母材に固溶する Cu については、性能への悪影響は考えにくいことから、上記水準の Cu を含有する電炉鋼板は、性能上も成立する見通しは高いものと考えられる。

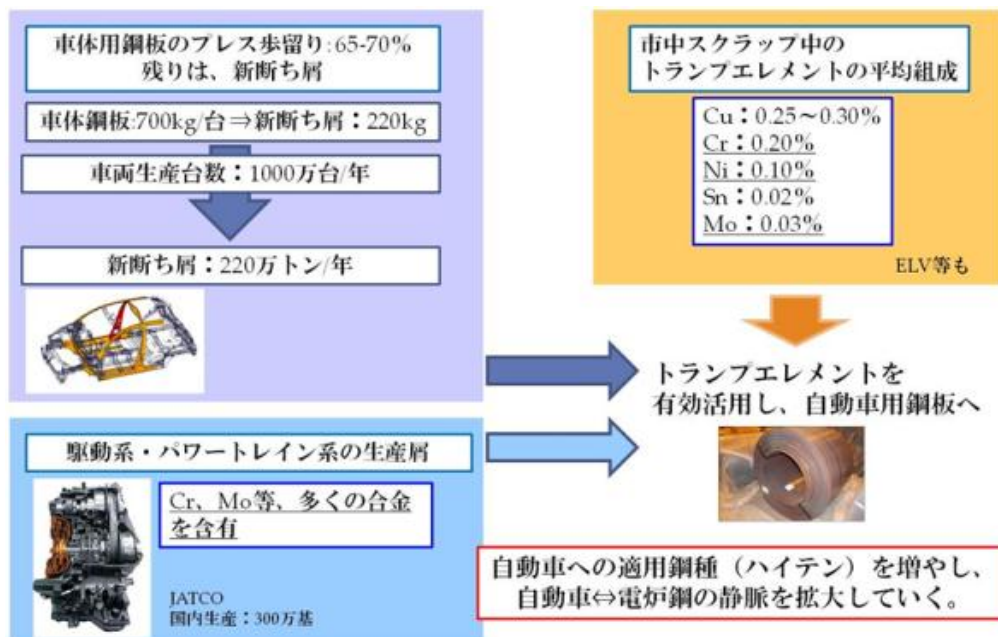


図10 自動車産業への資源循環

< 経済的側面から見た事業の実現可能性 >

前述の技術的側面から見た事業の実現可能性の節でも述べているが、老廃スクラップが大々的に活用できるならば、この経済的効果は非常に大きい。その理由は、そもそも老廃スクラップは新断ち屑等の高品位屑に比較して安価であること、また、新断ち屑は、韓国や中国等への輸出分として、あるいは、高炉メーカーの鉄源としても利用されるため、これに大きく依存しては原料の安定調達に課題を残すことになるが、老廃スクラップは常に余剰状態にあることから、原料コストと安定調達の両面のメリットが挙げられる。このことは、当社の事業収益性からも非常に有利であるとともに、現行高炉メーカーに対するコスト競争力の点からは、原料をベースとしたコスト競争力優位を確保できることになると考えられる。老廃スクラップ利用を可能とする技術は、イノベーションに類するものと考えられる。

4. 今後について

表面品質については、今回得られた知見・方策を実施し、コイルでの効果の確認を行う。方策実施は、熱延工程でのスケール生成に係るものと、酸洗条件に係るものである。部品評価においては、部品性能に係る評価が課題として残っている。性能評価まで行い、電炉鋼の自動車への適用領域 10%を確実なものにしていきたい。

更に、高張力化への対応としては、Si 添加を前提とした表面品質の確立が重要であり、高温酸化の多元素系での基礎的解明と熱延と酸洗工程へ本実証事業で得られた知見を方策反映していきたい。

参考文献

- 1) 鉄源協会 HP : <http://www.tetsugen.gol.com/>
- 2) 秦野、国重、小溝、鉄と鋼、vol.88 (2002) No.3、p36
- 3) 秦野正治 博士論文、早稲田大学大学院理工学研究科、報告番号乙第 1974 号

Summary

With the goal of manufacturing sheet steel for automobiles using heavy scrap (hereinafter referred to as “waste scrap”) as the main raw material, Tokyo Steel has been conducting research projects for the Ministry of Environment since FY2012. The significance of manufacturing automobile steel sheet from waste scrap is that while Japan may be a country poor in natural resources, such as iron ore, it has accumulated a massive pool of steel in the form of industrial products or social infrastructure. The total amount of accumulated steel is estimated to be 1.4 billion metric tons by the Japan Ferrous Raw Materials Association¹⁾. Against the backdrop of this massive stockpiling of steel in Japan, the country produces a stable amount of iron and steel scrap (hereinafter referred to as “steel scrap”) annually. However, Japan is also an exporter of steel scrap, exporting approximately 7 million metric tons of steel scrap a year. Some of the reasons for Japan being an overall exporter of steel are that the current production of steel products in Japan is mostly limited to materials used in civil engineering or construction and that demand in those industries has declined over a long period of time, resulting in a surplus of steel. If steel sheet and other steel products for automobiles could be manufactured from waste scrap, it would enable the establishment of a large domestic recycling system. From the viewpoint of the automotive industry, the system would represent a new cost management mechanism that would provide a base for the greater cost competitiveness of the industry globally. For manufacturers that produce steel products from waste scrap, it could mean a shift to higher value-added products. Moreover, from the environmental perspective, the manufacture of steel sheet from almost 100% pure steel materials would have the environmental benefit of conserving energy for Japan overall. To what extent high-performance steel sheet can be manufactured using waste scrap, which makes up 70% to 80% of steel scrap, will be important to establishing this recycling system.

Recapping Tokyo Steel’s research projects for the Ministry of the Environment, in the FY2012 project, in the “Study on the Advanced Utilization of Iron and Steel Scrap,” we manufactured hot-rolled steel sheet in the 980 MPa to 1180 MPa tensile class from steel scrap that was a 50:50 mix of new scrap waste* and heavy scrap. And we demonstrated that its balance of tensile strength and elongation was equivalent to or greater than that of currently used steel sheet for automobiles. In FY2013, based on the results of the FY2012 project, we used the same manufacturing concept and composition of materials, but went one step further by manufacturing a prototype coil of steel sheet that used only 15% new scrap waste with the remainder being waste scrap. Moreover, the steel sheet was shown to have an even higher performance balance of tensile strength and elongation than the steel sheet produced in the FY2012 project. To manufacture such ultra-high strength steel, current blast furnaces use rather advanced alloying processes utilizing such additives as chromium (Cr) and molybdenum (Mo). Steel sheet produced by hot-rolling processes such as so-called hot stamping or die quenching is representative of such ultra-high strength steel sheet. Steel scrap contains alloys, such as Cr, Mo, and manganese (Mn), and of so-called tramp elements as copper (Cu) and nickel (Ni). In that sense, steel scrap can be said to be a good source of metal alloy for manufacturing high-tensile steel. If the amounts of the problematic tramp elements copper (Cu) and nickel (Ni), which technically cannot be removed from the raw materials during steel manufacturing, can be controlled, it is possible that the benefits of Cr, Mo, and Mn can be maximized in the steel manufacturing process.

* New scrap waste is low-contaminant scrap from manufacturing cuttings of automobile companies.

2. Goals and Research Methods

The FY2014, “Study on the Advanced Utilization of Iron and Steel Scrap in Automotive Parts” conducted for the Ministry of the Environment had several goals. One goal was to elucidate the effect of tramp elements on the quality of the steel sheet surface, and where there problems, investigate how to solve them. We set this goal because the property that differs steel sheet for automobiles the most from steel sheet for the civil engineering and construction industries is surface quality. That difference is the result of complex molding processes being used to manufacture automobile steel sheet. In addition, because the steel is manufactured with high performance standards in mind, such as collision resistance and other properties, there are strict demands for those properties as well as the correlated strength of the steel surface. Another goal was related to the problem of oxidation of steel surfaces during the manufacturing process increasing the concentration of Cu and Ni in the surface layer. This result occurs because Cu and Ni are rare elements that are harder to oxidize than iron (Fe) and when Fe is selectively oxidized at the surface, the concentrations of Cu and Ni increase. The research of Kazutoshi Kunishige and Masaharu Hatano has reported that when selective oxidation of Fe occurs, depending on the heat conditions, the surface of the steel becomes uneven ^{2) 3)}. It has also been reported that when the higher concentration of Cu in the surface layer assumes a liquid state during a specific temperature range in the manufacturing process it permeates the grain boundary and causes intergranular embrittlement ³⁾. Chart 1 shows schematically the scale/steel interface of steel containing Cu-Si heated to 1250 degrees C and the concentration distribution of Cu in the surface layer.

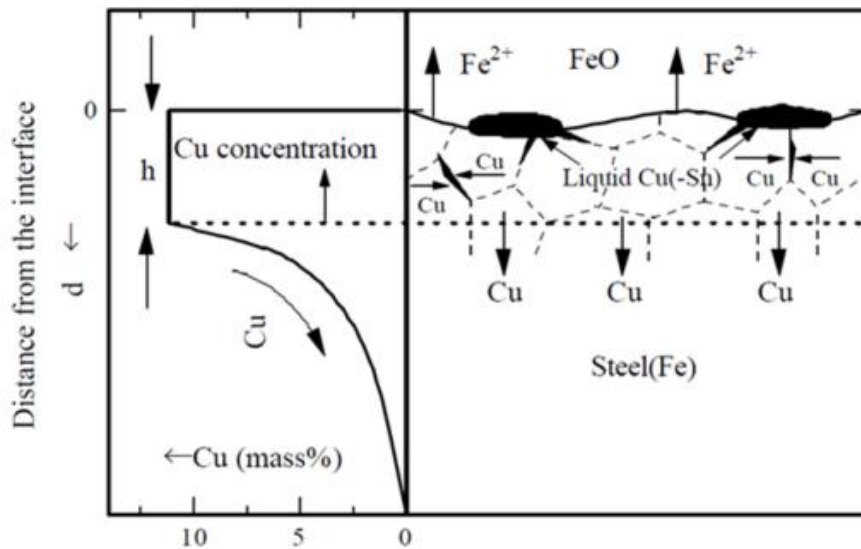


Chart 1. Schematic diagram of the scale/steel interface of steel containing Cu-Si after being heated to 1250 degrees C and the concentration distribution of Cu in the surface layer ³⁾

When scale occurs on the rough surface of steel resulting from the high concentrations of Cu, Ni, and other elements, there is the concern that using a descaler or pickling will not remove the scale. As can be seen, the effect caused by Cu and Ni is thought to be due to the phenomenon of the concentration of these elements in the surface accompanying the

surface oxidation of the Fe in the surface layer. In hot rolling, this phenomenon is thought to correspond to processing stages before the finish rolling process in which a lot of scale occurs, such as the heating furnace and rough rolling. To that end, in our trial manufacturing, we varied the surface conditions of the steel for processes from heating furnace to roughing rolling by changing the operating conditions and investigated the results in detail. As we have said before, we found no reason for concern about the properties of the base material as demonstrated in the results of the projects in FY2012 and FY2013. Even with regard to the properties of the steel surface for chemical conversion coating treatability, which is very important for the anti-corrosion coating, if the surface conditions can be understood, that knowledge will provide the base for achieving a consistent quality of steel surface for chemical conversion coating as well. Using the method discovered at Japan's National Institute for Material Science (NIMS) using Kelvin probe Force microscopy (KFM), we measured and analyzed the surface potential distribution. One of the special features of this method is that just the surface physical properties can be measured free of any influence from the physical properties of the area under the surface layer.

Through our series of research trials, we investigated the effects of using steel materials with different Cu content. We also investigated the use of materials with different silicon (Si) content with the intent of achieving ductility in high tensile steel.

The above summarizes our activities focused on the surface quality of steel. With the aim of achieving the previously mentioned two goals of our verification projects, we evaluated a property of automobile parts. In collaboration with an automobile manufacturing-related company, we selected representative automobile parts and evaluated their manufacturability using our own steel materials. In selecting the automobile parts, we chose parts that could be subjected to extremely severe plastic flow conditions.

In addition, a special feature of the selected products was that their manufacture involved increase/decrease in steel thickness or expansion. In the general pressed part category, such as automobile bodies and chassis parts, we evaluated parts that presented the greatest hurdles in degree of molding difficulty. The materials used were hot-rolled pickled sheet with a tensile strength between 370 MPa to 400 MPa. In conjunction with evaluation of the manufacturability of the parts, we also checked the properties of the parts and the correlated properties of the basic materials used.

As a third goal for our research project, we also calculated the amount of carbon dioxide (CO₂) emitted during the manufacture of our steel sheet used in the automobile parts we evaluated. We performed this calculation using the actual operation-based data produced by Associate Professor Kazuyo Matsubae of Tohoku University. Comparing the CO₂ emitted when blast furnaces manufacture the same grade of steel, we calculated the CO₂ reduction benefit. The process range for which we calculated these emission amounts was from point of the scrap delivered to the factory to the completion of the manufacture of the hot-rolled pickled coil.

3. Research Results

3-1. Surface Quality Research

To achieve good surface quality, we aimed to make the scale formed during the hot-rolling process easy to remove using a descaler or pickling processes. To that end, we

investigated operating conditions that would produce a smooth scale/steel interface. We used test billets that were inserted into a heating furnace, extracted, and cooled in a nitrogen atmosphere enclosure and observed the scale that had formed in the heating furnace. We varied the temperature of the heating furnace and the holding time within the actual operating range. With the test billets placed in the heating furnace, we jointly tested steels with four different amounts of Cu content and steels with two different amounts of Si content. As an evaluation index for the unevenness (roughness) of the surface, as shown in Chart 2, we set the border length of the scale and steel interface as “L” and its completely straight length as “A” to produce the factor L/A. It is thought that when the unevenness is an isosceles right triangle, $L/A = 1.4$, it is difficult for scale to adhere to the steel. Therefore, an $L/A < 1.4$ is the range in which good surfaces can be achieved. In addition, the depth of the internal oxide layer should be one that enables scale removal using pickling. Therefore, we also investigated depth.

Definition of L/A

Index as roughness of the interface between oxide scale and Fe matrix (scale removal possible with pickling).

$L/A=1$, where the interface is perfectly flat.

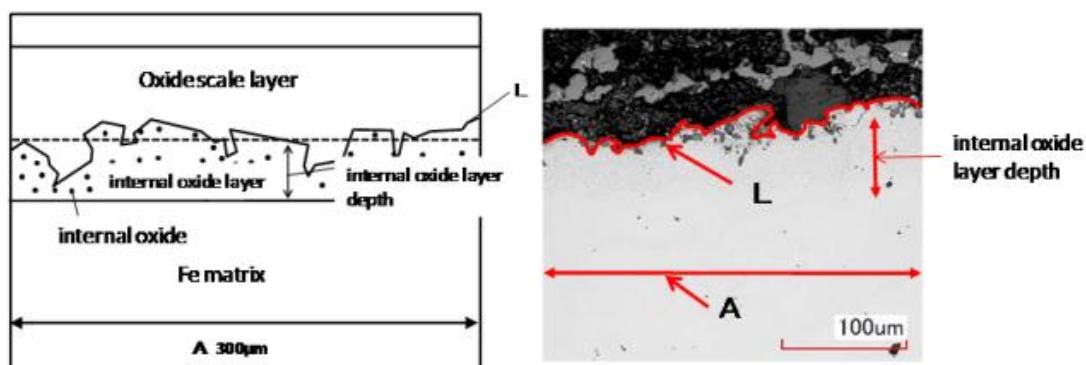


Chart 2. Unevenness index for scale/steel interface

The results of the findings for the scale formation conditions in the heating furnace are shown in Chart 3. Note that there is no difference in the L/A for steel with a composition close to that of blast furnace steel and that of the steel with Cu content. In addition, we found that the internal oxide layer depth was less for steel with Cu content than steel with a composition near to blast furnace steel. There was a correlation between the oxide layer depth and Mn content. We found that increasing Mn content was inversely proportional to the depth.

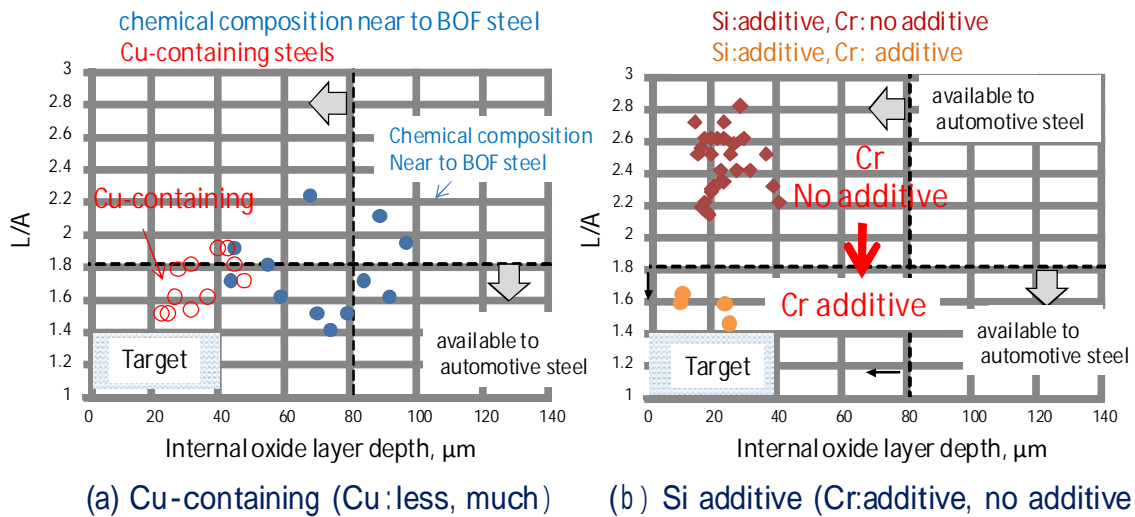


Chart 3. Unevenness of scale/steel interface and depth of internal oxide layer: Effect of Cu, Si, and Cr

Chart 4 shows the results of energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) analysis of the distribution of elements in a cross section of the surface layer.

Concentration of Mn and Cr can be seen in the internal oxide layer interface, suggesting that the oxidation products of Mn and Cr have inhibited the oxidation of iron in the internal layer. In the case of Si enriched steel, L/A increased along with the unevenness of the scale/steel interface. However, adding Cr to the Si enriched steel reduced L/A substantially with the result that it closely approached the target range of $L/A \leq 1.4$.

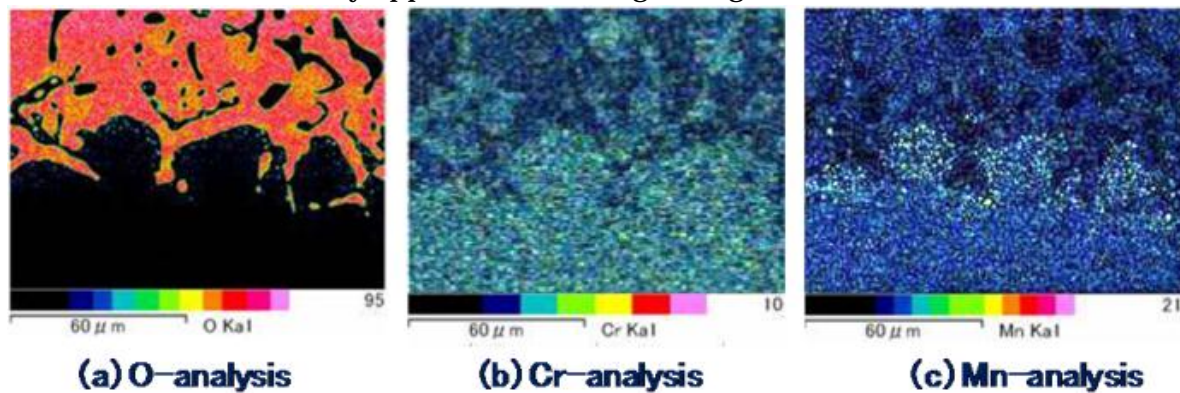


Chart 4. EDS element mapping of the scale/steel interface

Chart 5 shows cross-sectional observations of the surface area and the EDS element analysis results. No matter what trial billet was used, we did not observe any permeation of grain boundaries by Cu. Among the trial billets, the maximum Cu enrichment was 0.30%, but even at this level, we did not find anything to raise concern about Cu embrittlement induced by the permeation of gain boundaries by so-call liquid Cu. The same result was seen in investigations of the surface layer of steel billets after roughing rolling. In this manner, we think that the reason why the problem of surface roughness caused by selective oxidation that was expected based on previous knowledge and the phenomenon of Cu embrittlement were not observed was that these phenomena accompany the oxidation of Fe and there is a possibility that this problematic Fe oxidation reaction was inhibited by the prior side reaction of the oxidation of Si, Mn, Cr and other elements that oxidize easier than Fe. Chart 6 shows an Ellingham diagram of the thermodynamic energy of Fe, Si, and Mn

ternary oxidation reactions. The diagram indicates that in the temperature range for hot rolling processes, the side reactions for Mn, Si and other elements occur before the oxidation of Fe. This is one of the reasons for deducing by analogy the possibility of the previously mentioned inhibition of the Fe oxidation reaction.

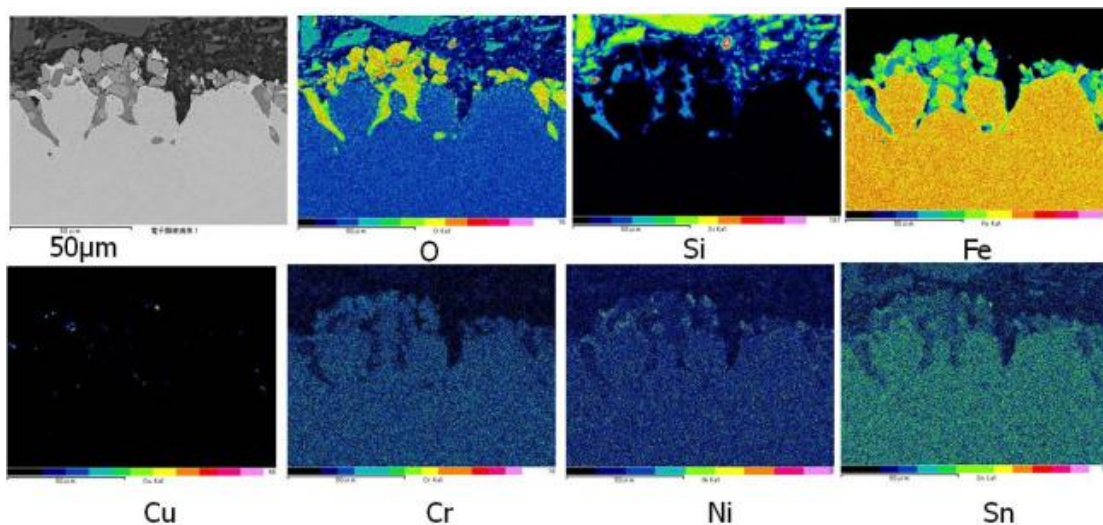


Chart 5. Cu: Element mapping of the scale/steel interface of 0.30% enriched steel

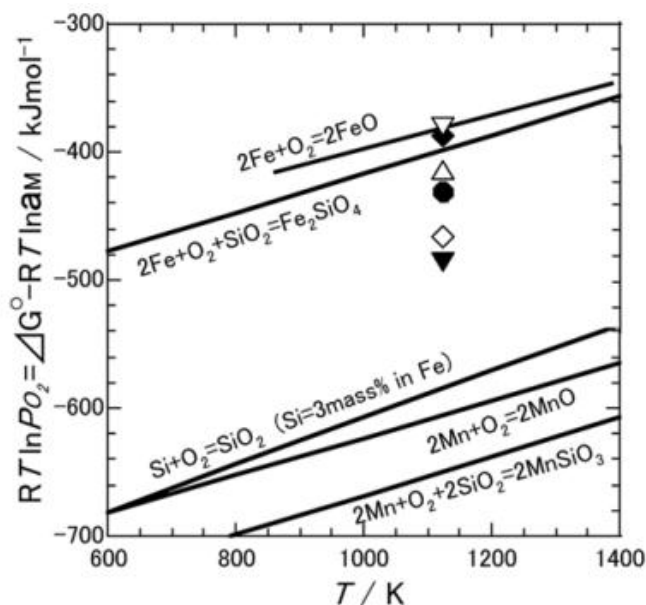


Chart 6. Ellingham diagram of the thermodynamic energy of Fe, Si, and Mn ternary oxidation reactions in the hot-rolling temperature range

To investigate the properties of the surface layer in even more detail, we looked at surface potential distribution using KFM. Chart 7 shows the observation of the surface potential distribution of hot-rolled pickled steel. In the series of steel coil jointly trial manufactured for the research project's parts evaluation, we found that there was an approximately 50 µm thick electric low potential layer on the steel surface. We believe it will be important to understand the mechanism for the occurrence of this electric low potential. Up until now pickling was not actively aimed at reducing the steel surface. However, now it is thought that in addition to the scale layer, it will be important to reduce a

certain thickness of the steel surface in the pickling process.

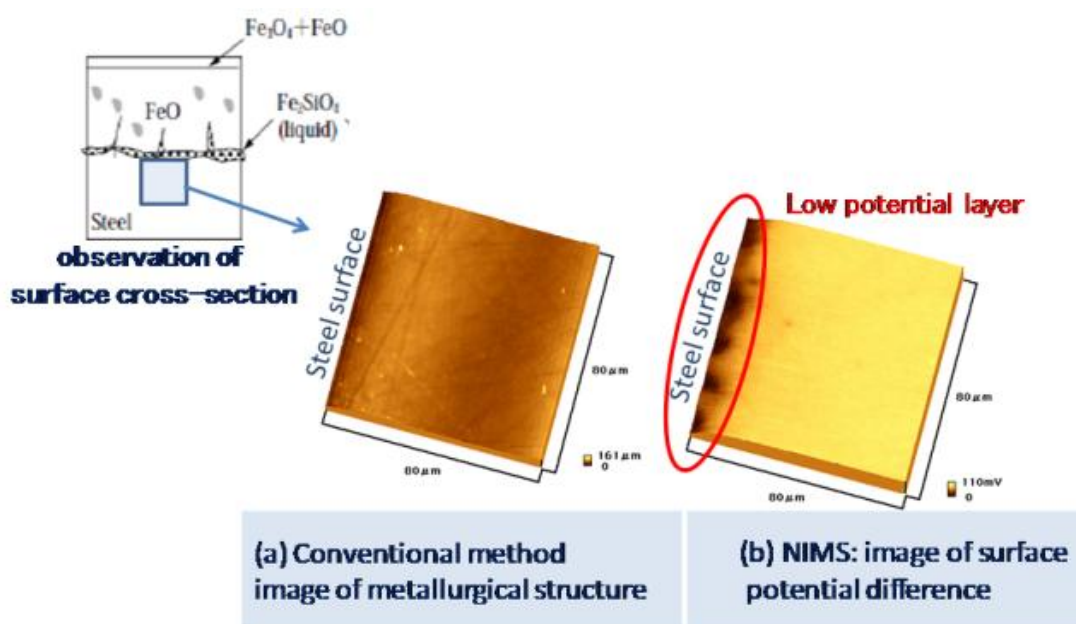


Chart 7. NIMS: KFM-based surface potential distribution (measurement of scale/steel interface of electric arc furnace steel)

3.2 Product manufacturability evaluation

For product manufacturability evaluation, we used 0.30% Cu enriched electric arc furnace steel in the 370 MPa hardness class. We molded the steel into a cup shape and investigated cracking, the occurrence of scratching, whether or not there was burn-in from the molding die, the size and shape of the parts, metal flow by observing cross sections of the parts, and internal cracking. All the parts made with electric arc furnace steel scored on a par with mass-produced blast furnace steel parts, confirming that there were no problems concerning mass production of the electric arc furnace parts.

Based on these results, we expect that all automotive parts with a manufacturing difficult level lower than the parts evaluated will clear manufacturability standards. For example, for general pressed parts, such as automobile bodies and chassis, we think that parts that can be made from hot-rolled steel with tensile strength of 440 MPa or less fall in this category. In addition, we believe that the unit-type of general pressed parts will also qualify.

A case study on the CO₂ reduction benefits if electric arc furnace steel was available for use in automobile manufacturing was presented in a lecture titled “From the viewpoints of automotive manufactures, possibility of recycling-based manufactures and CO₂ reduction” at a symposium “A New Action for Reduction of CO₂ Emissions in Design and Fabrication of Automobile Body (July 21, 2010)” held by the Society of Automotive Engineers of Japan, Inc (Chart 8). The case study stated that the percentage of hot-rolled steel sheet of 440 MPa or less in the automobile body steel composition of a representative compact car was 22.4%.

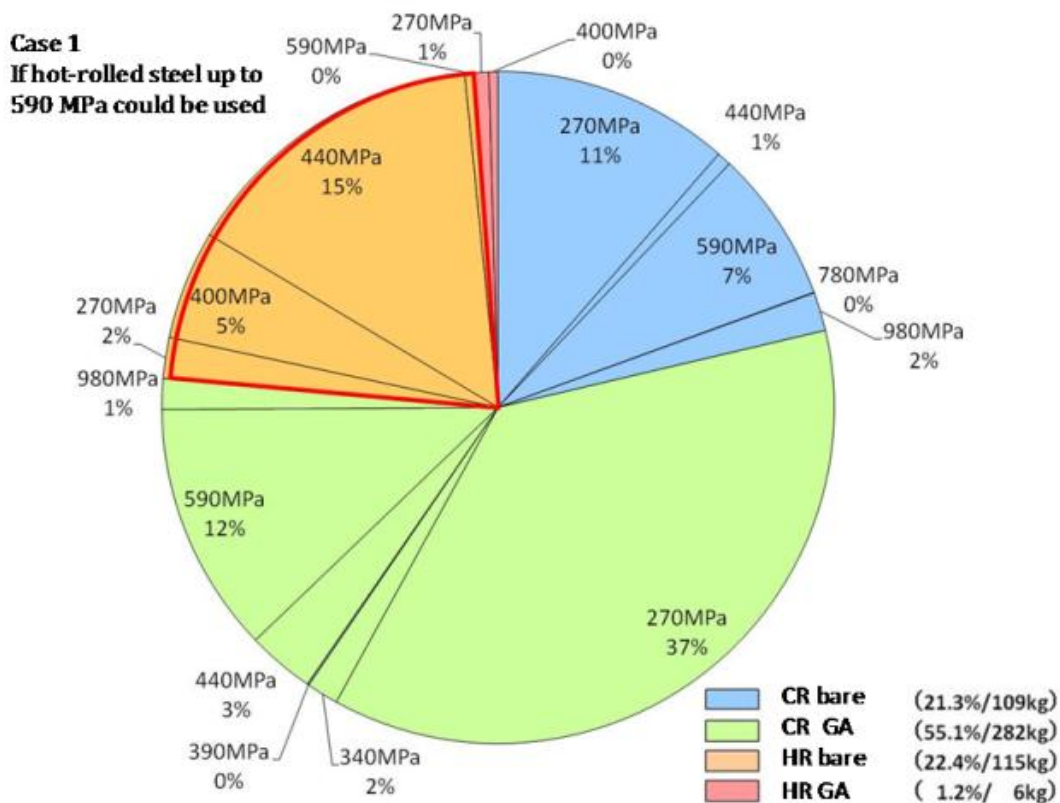


Chart 8. Automobile body steel composition of representative compact car (from Society of Automotive Engineers of Japan, Inc. Symposium)

Table 1. Composition of raw materials used in regular and compact cars

Years	1973	1977	1980	1983	1986	1989	1992	1997	2001
General-purpose steel	60.4	61.6	60.5	59.5	57.7	56.9	54.9	52.1	54.8
HR steel	14.7	14.8	13.6	13.9	12.2	11.5	12.4	12.0	15.4
CR steel	38.9	37.9	33.8	29.4	26.0	22.5	15.0	13.3	13.5
HR&CR HSS	0.0	0.5	1.4	4.1	7.3	6.4	3.9	3.8	2.7
Coating steel	1.6	4.4	7.2	7.8	8.2	12.9	20.2	19.0	20.3
Others	5.2	4.0	4.5	4.3	4.0	3.6	3.4	4.0	2.9
Special steel	17.5	16.1	14.7	14.3	15.0	15.1	15.3	16.9	16.7
Pig iron	3.2	3.2	2.8	2.2	1.7	1.7	2.1	1.8	1.5
Non ferrous metal	5.0	4.7	5.6	5.6	6.1	7.4	8.0	9.6	7.8
Non ferrous plastics	13.9	14.4	16.4	18.4	19.5	18.9	19.7	19.6	19.2
Sum	100.0	100.0	100.0	100.0	100.0	100.0	100.0	100.0	100.0

Quote: Japan Automobile Manufacturers Association, Inc. "Automotive industry in Japan 2001"

Our results suggest that the group of electric arc furnace parts for which manufacturability was found not to be a problem in our evaluations could substitute for the parts represented in this tensile strength range of 22.4% for hot-rolled sheet of 440 MPa or less used in automobile bodies. Moreover, as can be seen the composition of raw materials used in regular and compact cars (Table 1) given in IEEJ2002's "Study on the Contribution of Steel Products to Energy Conservation from the Perspective of LCA" announced in August 2002, the percentage of hot-rolled steel sheet (excluding high tensile steel) used in regular and compact cars in 2001 was 15.4%. Usage is shifting from hot rolled sheet to cold-rolled sheet and to thinner steel sheet. Or as with suspension members, some parts have tensile strength close to 590 MPa. Given these conditions, it is thought that approximately 10% of

the steel used in cars could be replaced with electric arc furnace steel from the point of manufacturability. For a vehicle with a mass of 1300 kg, the weight of electric arc furnace steel products that passed the test of manufacturability in our research would amount to 130 kg. Estimating a press yield rate of 50% would mean the amount of electric arc furnace material used in automobile manufacture could be 260 kg/ unit.

3-3. Calculation of CO₂ emissions when manufacturing electric arc furnace steel and the CO₂ reduction benefits when substituting blast furnace steel with electric arc furnace steel

Using the factory operations data, calculation of the CO₂ emissions for the manufacturing processes used in the joint trial manufacture of parts for our product evaluation was done by Tohoku University. The range of the calculation started with the stockpiled scrap at the factory to the manufacture of coil after hot rolling and pickling. Manufacturing-from smelting to rolling-was carried out at Tokyo Steel Co., Ltd.'s Tahara Plant while pickling was done at the Company's Okayama Plant. To calculate the CO₂ emissions related to the transport of the hot-rolled coil from the Tahara Plant to the Okayama Plant, we selected several means of transport and conducted case studies. If the pickling process was to be done at the Tahara Plant, these transportation-related CO₂ emissions would be eliminated.

Chart 9 shows the basic units of CO₂ emissions for our electric arc furnace steel. We compared this data with the data for steel equivalent to blast furnace steel to calculate the CO₂ reduction benefit if blast furnace steel was replaced with the electric arc furnace steel evaluated by our research project.

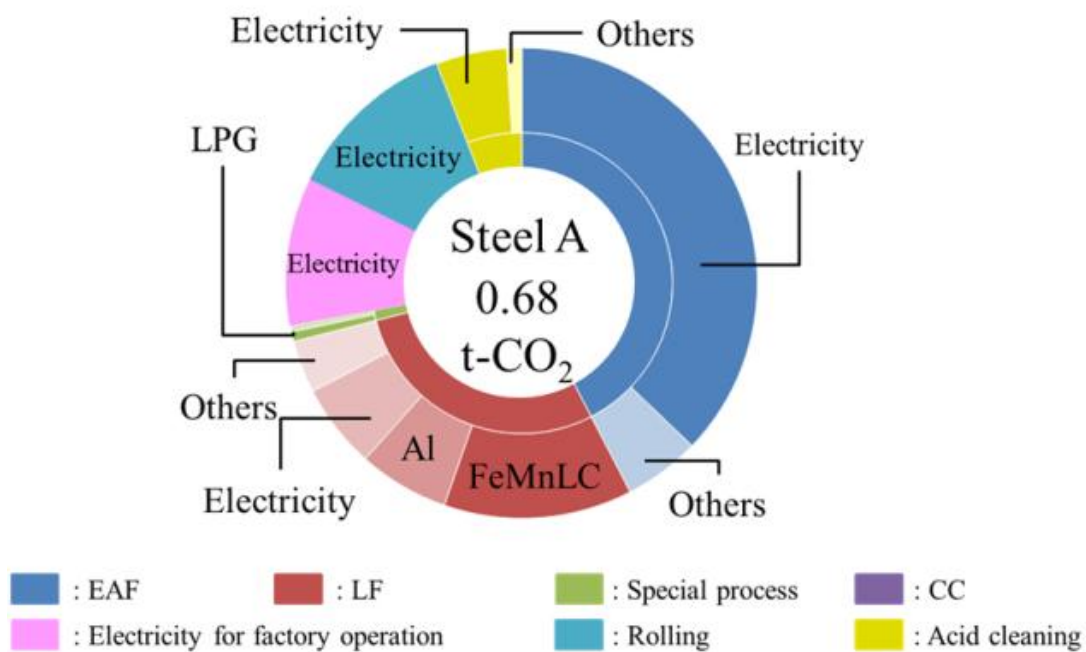


Chart 9. Results of CO₂ emission calculations for electric arc furnace steel manufactured for use in manufacturability evaluations

As a suitable model for calculating the CO₂ reduction, we separated vehicles into compact and large-sized. As seen in Table 2, the model is configured base on approximately 10% of the mass of the vehicle being electric arc furnace steel. In Table 3, the upper section shows CO₂ emissions when 100% blast furnace steel is used, while the lower section show those emissions when 10% of the vehicle's mass has been replaced with electric arc furnace steel.

Based on this model, we determined that replacing 10% of the steel used in a car with electric arc furnace steel would reduce steel-manufacturing-related CO₂ emissions by 7%.

Table 2. Model specifications for use of electric arc furnace steel at a glance

Type of automobiles	Weight of an automotive body	Production amount	Total weight of automotive body
Class B	800kg	2.10×10^6 unit	1,680kt
Class L	1,000kg	1.26×10^6 unit	1,260kt

Table 3. Comparison of CO₂ emissions of steel manufacturing using 100% blast furnace/convertor steel and electric furnace steel (manufacturability evaluated steel)

Steel ratio of automobiles	Weight of automotive body		Required amount of steel	CO ₂ emissions
100% BOF steel	2,940kt		5,880kt	11,226kt
90% BOF steel + 10% Steel A	BOF steel	2,623kt	5,246kt	10,445kt
	Steel A	317kt	634kt	

3.4 Project Feasibility

<Project Feasibility from a Technical Perspective>

In our verification project, we confirmed that the manufacturing quality of automobile parts manufactured using 0.30% Cu-enriched experimental materials was on a par with currently used automobile parts manufactured using blast furnace steel. In addition, our investigation of the effect of tramp elements on the surface quality of steel sheet showed that the phenomenon of Cu embrittlement was not seen using test materials with Cu-enrichment varying from 0.04 to 0.30%. Moreover, there was no deterioration in the depth of the internal oxide layer or Cu-induced unevenness (roughness) of the surface due to the Cu enrichment. Furthermore, we found that Si, Mn and other tramp elements may be useful in improving the quality characteristics of the steel sheet surface. If the automobile industry permitted automobile steel sheet to have Cu-enrichment up to 0.30%, it would be possible to use waste scrap on a large scale. However, to achieve that goal, it will be important to understand the mechanisms of the use of Si, Mn, Cr and other elements in high temperature oxidation during the hot rolling process and clarify the relationship with manufacturing quality. In addition, we determined that an electrochemically abnormal electric potential layer existed in the trial pickled steel sheet pickled. When the layer is electrochemically heterogeneous, in consideration of the impact it could have on the evenness of the chemical coating responsible for rust proofing, we believe it will be important to understand the mechanism while at the same time establishing processing technology to control the stability of the surface physical properties.

There also is a need to elucidate the impact of Cu and other tramp elements on the properties of automobile parts. However, since it is difficult to imagine that the Cu

dissolved in the base material would have a negative effect on those properties, there is a strong possibility that these tramp elements would improve the quality of blast furnace steel sheet with the above Cu-enrichment standard.

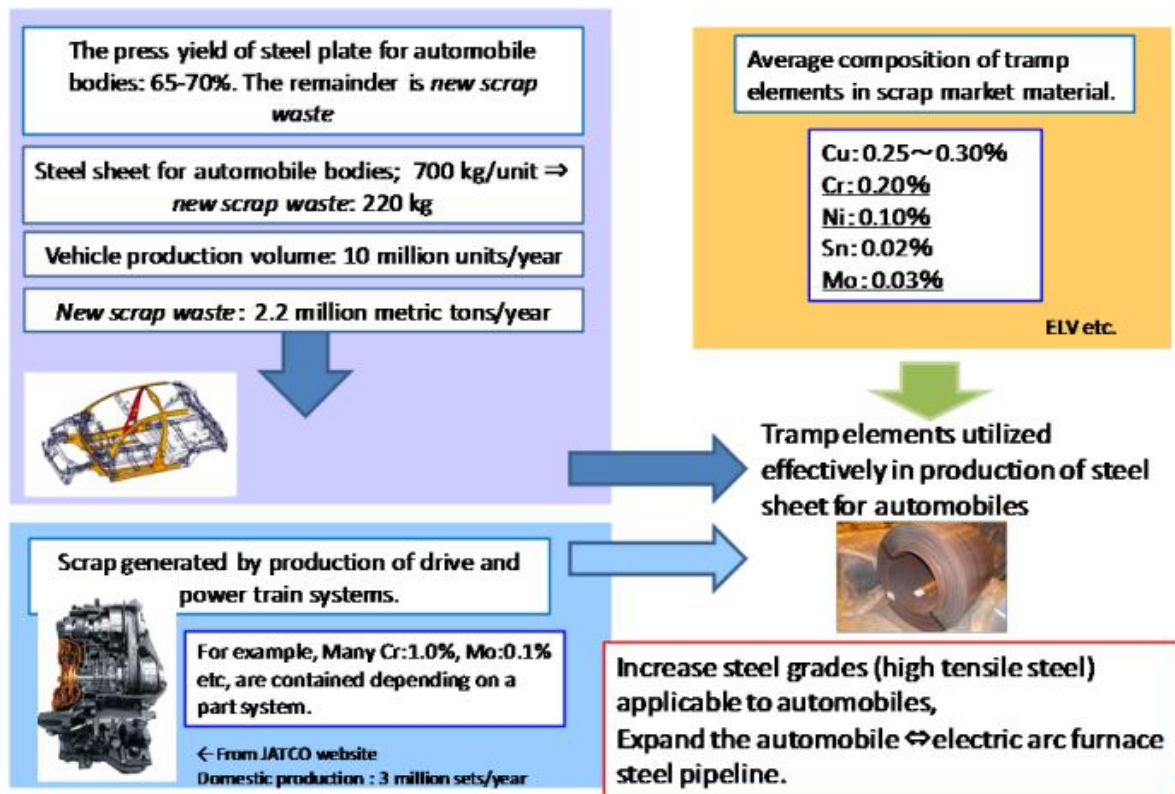


Chart 10: Recycling for the Automobile Industry

<Project Feasibility from an Economic Perspective>

The possible use of waste scrap on a large scale was mentioned in the previous section on project feasibility from a technical perspective. Used on a large scale, it would also provide an extremely large economic benefit. The reason is, to begin with, waste scrap is cheaper than new scrap waste and other high-grade steel waste. In addition, because new scrap waste is exported to Korea, China, and other countries as well as being used as raw material by Japanese blast furnace steel makers, use of large amounts of new scrap waste would create an issue with a stable supply of raw materials. On the other hand, waste scrap offers both cost and supply advantages since there is always a surplus. These advantages would be extremely effective for Tokyo Steel Manufacturing in terms of business profitability. At the same time, from the point of view of cost competitiveness with blast furnace steel makers, it could allow Tokyo Steel Manufacturing to establish superior cost competitiveness based on raw materials. In this sense, technology to enable the use of waste scrap in automobile steel sheet is a type of innovation.

4. Going Forward

Implementing the knowledge and methodology learnt from our research projects, we plan to verify our methods effectiveness in achieving quality steel surfaces in the coil manufacturing process. The methods implemented will be those regarding scale formation in the hot-rolling process and pickling conditions. In automobile part evaluation, a remaining issue is evaluation of the properties of the parts. By expanding our evaluation to include other properties, we want to expand the range of application of steel produced by electric arc furnace mills for the automotive industry to 10% of current blast furnace steel products.

Furthermore, to address the issue of achieving high-tensile strength, it will be important to achieve an appropriate steel sheet surface quality based on enriching the steel with Si. We want to reflect the knowledge and methodology learnt from our research projects in the basic elucidation of the high temperature oxidation of multiple elements and in the hot-rolling and pickling processes.

Reference Sources:

- 1) Web site of the Japan Ferrous Raw Materials Association:
<http://www.tetsugen.gol.com/>
- 2) M. Hatano, K. Kunishige, and Y. Komizo, *Tetsu-to-Hanagé*, Vol 88 (2002), No. 3, page 36.
- 3) M. Hatano, Doctoral Thesis, Waseda University Faculty of Science and Engineering materials, Faculty Report 1974 edition

目次

1. 事業の目的	24
1.1 事業の背景	24
1.2 事業で取り組むテーマ及び解決しようとする課題	24
1.3 事業における環境改善効果の評価方法	25
1.4 実現した場合の環境改善効果の見込み	25
1.5 事業の連携性	25
1.6 事業終了後の展開可能性	26
2. 本事業で設定した課題	27
3. 電炉汎用ハイテン鋼の表面品質向上	29
3.1 加熱炉条件と表層形態の関係調査	31
3.1.1 加熱炉実機試験方法	31
3.1.2 加熱炉実機試験結果	35
3.1.2.1 待機有り・無しの影響の調査結果	38
3.1.2.2 Cuが表面あれと内部酸化深さに与える影響の調査結果	39
3.1.2.3 Siが表面あれと内部酸化深さに与える影響の調査結果	40
3.1.2.4 Mnが内部酸化深さに与える影響の調査結果	41
3.1.2.5 炉内ガス雰囲気表面あれと内部酸化深さに与える影響の調査結果	44
3.1.3 操業条件の妥当性	46
3.1.4 加熱炉条件と表層形態の関係調査のまとめ	48
3.2 粗圧延条件と表層形態の関係調査	49
3.2.1 断面調査	49
3.2.2 ファイアライトの液相温度調査	53
3.3 表層部位のミクロスコピックな電位分布解析	54
3.3.1 耐食性	57
3.3.2 疲労特性	60
4. 電炉汎用ハイテン鋼の特性評価	62
4.1 電炉 370MPa 鋼創製の考え方	62
4.2 Cu変化材の特性調査	66
4.2.1 供試材	66
4.2.2 機械的性質及び成形性	67
4.2.3 金属組織	71
4.2.4 耐食性	72
4.2.5 加工硬化	75
5. 自動車部品生産性評価	76
5.1 自動車部品適用に向けた材料課題	76
5.2 Test Piece 評価	77
5.2.1 プレス成形性	77
5.2.2 潤滑皮膜処理性	78
5.3 部品評価	79
5.4 まとめ	79
5.4.1 試験結果	79
5.4.2 今後の課題	79
6. 自動車用鋼材への電炉鋼適用に関する環境負荷評価	80
6.1 緒言	80
6.1.1 自動車リサイクルの現状	80
6.1.2 日本の鉄鋼業	80

6.1.3	電気炉鋼の薄板化	81
6.1.4	研究目的	83
6.2	自動車ライフサイクル CO ₂ 排出量の評価	83
6.2.1	検討範囲	83
6.2.2	自動車用鋼材の製造における CO ₂ 排出量評価	83
6.2.2.1	算出方法	83
6.2.2.2	結果	85
6.2.3	鉄スクラップ回収における CO ₂ 排出量評価	87
6.2.3.1	算出方法	87
6.2.3.2	結果	87
6.2.4	考察	87
6.3	鉄スクラップ供給可能性の評価	89
6.3.1	検討範囲	89
6.3.2	算出方法	89
6.3.3	結果	90
6.3.4	考察	91
6.4	結言	92
7.	事業の実現可能性	96
7.1	技術的側面から見た事業の実現可能性	96
7.2	経済的側面から見た事業の実現可能性	97
8.	評価・まとめ	98
9.	今後の展望	100

1. 事業の目的

1.1 事業の背景

日本国内には、社会資本等の中に約 14 億トンの鉄鋼蓄積量があると言われている。豊かな鉄鋼蓄積量から安定的にスクラップが発生している一方、約 700 万トン/年の鉄スクラップが輸出されており、国内で十分に利用されているとは言えない。その理由として、鉄スクラップから製造する電炉鋼が、建築・土木用途に限定されているため、公共事業の縮小傾向に伴い電炉鋼需要が減少していることが挙げられる。そこで、新たな電炉鋼市場として自動車鉄鋼製品へ電炉鋼材を適合させていくことが出来れば、国内での鉄スクラップの太い資源循環に繋がり、地産地消の観点からも省資源と、日本国内での生産において省エネルギーに寄与するものと考えられる。本調査事業は、電炉鋼板の自動車部品へ適合させていくことを目的に計画されたものである。

1.2 事業で取り組むテーマ及び解決しようとする課題

本調査事業では、鉄スクラップ等を自動車部品に活用する水平、あるいはアップグレードリサイクルを目指すことを目的に、100%スクラップ由来の電炉鋼板を自動車部品に適用した場合の品質課題の明確化を行うこととする。調査事業において、東京製鐵(株)は、予め重要とされる鋼板表層品質について、スクラップを鉄源とすることによるトランプエレメントの作用・制御に関する課題に取り組み、可能な限り品質向上を図ることとする。具体的には、1) 代表的トランプエレメントであるCu等の含有量を3~4水準変化させたスラブを製造し、2) 熱延工程で、酸化スケール生成に伴い生じるCu等の表層濃化現象と表層形態との関係について詳細に調査を行う。3) 特に、熱延工程では加熱炉~粗圧延に入るまでの過程で、前記Cu等の濃化現象が顕著と考えられるため、本過程において、量産設備にて前記1)のスラブと試験片を用い、表層形態のメカニズムについて調査・把握を行うものとする。4) 併せてラボ試験にて、高温での表層現象に関する基礎試験を行い、表層品質向上の為に方策探索を行うこととする。この一連の取り組みにおいては、独立行政法人物質・材料研究機構(NIMS)と連携し、その組織分析力と鉄鋼材料に関する総合的知見を活用することとする。また、東京製鐵(株)は、上記自動車部品用に、ある一定品質水準の電炉鋼板を部品製造会社(以下、部品会社Aと略す)へ供給し、部品会社では、その電炉鋼板を用い、自動車部品(現在は高炉材にて製造)の試作評価を行い、部品を成立させる為の課題を明らかにすることとする。部品会社Aでの試作評価にあたっては、その協力会社(部品会社B)のもと実施するとともに、製造工程は現在の量産工程に準じるものとする。具体的には、一定の成形難易度をもつ部品を選定し、その部品用の成型型を試作する。その型を用いて、量産工程相当の製造工程で電炉鋼板の製造性を評価することとする。製造性に問題がある場合は、その製造工程過程での分析を行い、どこに課題があるか調査を行う。

上記の調査事業は、鉄スクラップ~電炉鋼製造~部品製造にわたるサプライチェーンでの取り組みであり、水平あるいはアップグレードリサイクルを推進するための課題を明確化できること、材料科学の視点では、国の研究機関であるNIMSが参加することにより、スクラップ利用に関する知見の深化が図れる。また、全体を通して、省資源性やリサイクル材の利用による天然資源代替に伴うエネルギー使用量の削減効果についても試算を行うことにより、資源循環ビジネスとしての効果、位置づけが明確になると考えられる。尚、当調査事業の実施によって明らかにされた課題については、2015年度以降の取り組みで解決を図っていきたい。

1.3 事業における環境改善効果の評価方法

この一連の東京製鐵-部品会社によるスクラップからの電炉鋼板製造-自動車用部品製造のプロセスにおいて、現行材適用の場合との比較のもと、天然資源消費量やエネルギー起源CO2排出量変動について東北大学が検討を行うものとする。この時、我が国におけるスクラップ需給バランスを鑑み、本申請提案技術が実装される際にどの程度、スクラップ需給バランスにインパクトをもたらすのか、シナリオ分析をもとに検討する。

1.4 実現した場合の環境改善効果の見込み

本提案で対象とする自動車部品製造を電炉鋼プロセスで行うことから、原料となる鉄スクラップの需給管理が適切に行われている場合は、適用される自動車のライフサイクルにおける資源消費量削減、温室効果ガスの排出量削減が期待される。

自動車用鋼材の多くは高炉鋼材が適用されており、今回対象とする素材変更部品についても同様である。Matsubae et al.(2011)では、特殊鋼用途の高炉粗鋼生産に関わるCO2排出は0.53t-C/1ton production と推定しており、これは普通鋼電炉粗鋼生産、特殊鋼電炉粗鋼生産のそれぞれ4.8倍、1.3倍にあたり、銑鉄生産時のCO2排出を追加すると、高炉鋼材生産に関わるCO2排出は極めて大きい。

本提案技術を産業化した場合、自動車由来スクラップをクローズドで循環させる(Car to Car)ことで、スクラップ流通に伴う資源の散逸拡散を防ぐとともに、粗鋼生産時の温室効果ガス排出量削減も期待される。ただしそのためには余剰スクラップあるいはスクラップの適切な需給管理、質に焦点を当てた選別、ソーティングを行うことが前提とされる。そのためどのようなシステム境界で資源循環を検討すべきか、環境負荷排出削減、省資源化の視点で見た本提案技術の適用可能性についてもあわせて検討を行う。

1.5 事業の連携性

本事業では、原材料製造者として東京製鐵(株)、自動車製品製造者とが連携すると共に、その実際のサプライチェーンの協力を得て実施すること、NIMSの材料科学の知見の活用、東北大学のLCA分析を加えることから、製造に係る広範な取り組みであること共に、産学連携も図りながら一体的に実施する計画となっている。(図1.1)

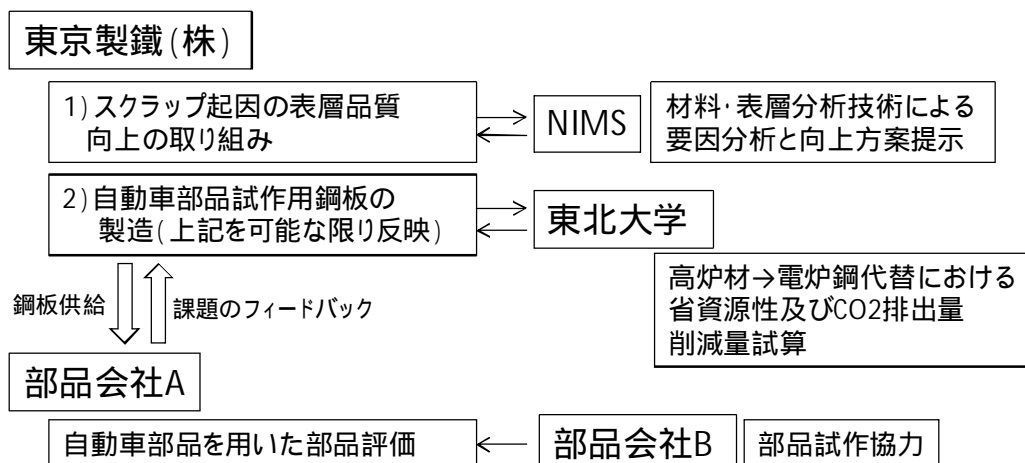


図1.1 事業実施体制

1.6 事業終了後の展開可能性

調査事業で明らかになった課題については、その解決は2015年度以降の取り組みとなるが、量産部品として評価を行っていることから、課題解決後は、速やかに実用化に繋がるものと考えられる。

2. 本事業で設定した課題

これまで老廃鉄スクラップを原料とした自動車用鋼板の材料開発において、材料強度980～1180MPaの熱延鋼板を新断ち屑15%と残りを老廃鉄スクラップからなる、市中においては一般的比率の鉄スクラップ原料からコイルを製造し、強度・伸びバランスは現行の自動車用鋼板と同等以上の特性を得られることを実証した。

このような高強度鋼板を製造するにあたっては、現行高炉材においても、Cr、Moなどが添加され、かなり高合金化している。特にホットスタンプ、あるいはダイクエンチと言われる熱処理型の鋼板はその代表例である。鉄スクラップはトランプエレメントと呼ばれる、Cr、Mo、Cu、Niなどの合金を含有しており、ハイテン用合金鉄源とも言える特徴を持っている。鉄鋼製造において製鋼工程で取り除くことが出来ないトランプエレメントCu、Niの影響を制御出来れば、前述の有効元素の恩恵を最大化した鉄鋼製造が可能になる。

2014年度の環境省実証事業「鉄スクラップの自動車部品への高度利用化技術調査」では、一つ目の事業目的として、トランプエレメントが鋼板表面に及ぼす影響を明らかにするとともに、もし課題がある場合は、その解決策を見出すこととした。このような目標設定をした理由は、まず、自動車用鋼板が土木・建築用と最も大きく異なる点が表面品質であること、それは、自動車用途では鋼板を複雑に成形し使用し、更には製品として衝突など強い負荷を想定した使われ方をする故に、これらの要求と関連性の強い表面品質の要求が厳しいことが背景としてある。

もう一つは、Cu、Niは、Feより酸化しにくい貴な元素であり、鉄鋼製造過程での高温で酸化にさらされる工程では、Feが選択的に酸化され、Fe酸化物が生成する表層では、酸化されないCu、Niが表層に濃化することになる。国重、秦野らは、このような選択酸化が起きると、熱的条件によっては、表層の凹凸が大きくなることを報告している。また、表層に濃化したCuが液体状態で存在すると、ある特定の温度領域で粒界に浸潤し粒界脆化を起こすことも報告されている。このように、Cu、Ni等の貴な元素に起因する表面のあれにスケールが入り込むと、そのスケールはデスクーラや酸洗工程では除去出来ないことが懸念される。

このように、Cu、Niの影響は、Feの表面酸化に随伴して起こる濃化現象によるものと考えられる。この現象は、熱延では、スケール生成が活発に起こる加熱炉～粗圧延等の仕上げ圧延より前の工程が相当すると考えられる。そこで、本実証事業では、加熱炉から粗圧延の工程での操業条件を変化させ、鋼材表面状態を詳細に観察した。

尚、繰り返しになるが、母材特性についてはこれまでの結果からは、懸念すべきものは見られない。塗装防錆上重要な化成処理性も鋼板表面状態に関わる特性であるが、表面現象を把握できれば、安定した品質を提供できる基礎になると思われる。

また、これら鋼板表面の物性を、NIMSにて手法開発されたケルビンフォース顕微鏡（KFM）による表面電位差分布を測定し評価した。この分析手法の特徴は、表層直下の物性の影響を受けずに正に表面物性のみを計測できることである。

二つ目の事業目的として自動車部品性評価を行った。自動車製造関係社と共同で、代表的な自動車部品を選定し、その部品製造性評価を行った。選定した部品は、非常に厳しい塑性流動が付加され、また板厚の増減肉や張出しなども伴うものを意識的に選定した。車体やシャシー部品のような一般プレスの範疇では、最難関の成形難易度を持つ部品となる。

材料は強度370～400MPaの熱延酸洗鋼板である。部品製造性評価と併せて、部品特性と関連性のある基礎材料特性評価を行った。

尚、2014年度は部品製造性評価に2014年8月～2015年1月まで要するため、部品強度信頼性評価は2015年度の課題とした。

三つ目の事業目的として、今回の部品製造性評価に用いた鋼板の製造時に発生するCO₂排出量を東北大学の松八重准教授が実操業データに基づき算出し、高炉が同鋼種製造時に相当するCO₂排出

量と比較し、CO2排出量削減効果を試算した。排出量算出の範囲は、スクラップが工場に集荷された状態を出発点に、熱延酸洗コイルが製造完了した時点までとした。

3. 電炉汎用ハイテン鋼の表面品質向上

軟鋼など強度レベルの低い材料はSi、Mnの単純合金系であるが、強度レベルの高いハイテン系では、例えば高炉鋼板ホットスタンプではSi、Mn、Cr、Moなどを含む多元合金系になっている。老廃スクラップは、トランプエレメントと呼ばれるCr、Mo、Cu、Niなどの合金を含有しており、ハイテン化に有効な元素を含有したハイテン用合金鉄源とも言える特徴を持っている。

老廃スクラップを貴重かつ有効な資源として活用するための課題は、老廃スクラップからのハイテンの製造が可能かと鋼板の表層品質である。このうち、ハイテンの製造については、これまでの取組により980~1180MPaの製造が可能であることが明らかになった。

表層品質については、トランプエレメントのCuやハイテン化に有効なSiは一般にCu脆化やSiスケールといった鋼材の表面品質への懸念がある。

図3.1は1250℃で加熱されたCu-Sn含有鋼のスケール/地鉄界面とその表層部Cu濃度分布を模式的に示したもので、表層に濃化したCuが液体状態で存在すると、ある特定の温度領域で粒界に浸潤し粒界脆化を起こすことが報告されている。もう一つは、CuはFeより酸化しにくい貴な元素であり、鉄鋼製造過程での高温にさらされる工程では、Feが選択的に酸化され、Fe酸化物が生成する表層では、酸化されないCuが表層に濃化することになる。国重、秦野らは、このような選択酸化が起きると、熱的条件によっては、表層の凹凸が大きくなることを報告している。このように、Cu等の貴な元素に起因する表面のあれにスケールが入り込むと、そのスケールはデスケラや酸洗工程では除去出来ないことが懸念される。

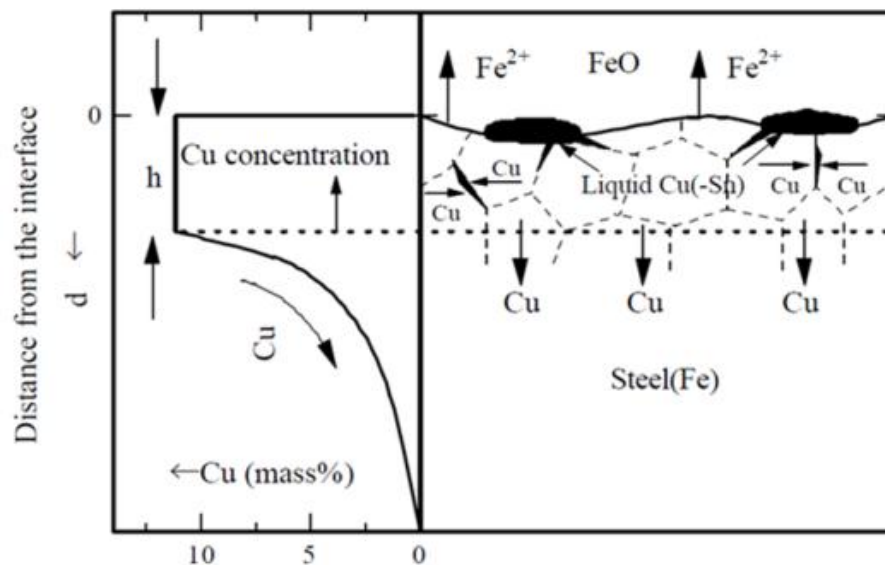


図 3.1 Cu-Sn 含有鋼の 1250℃ 加熱後のスケール/地鉄界面と Cu 濃度分布模式図³⁾

図3.2はSiスケールによる表面あれ助長の様子を模式的に示したもので、1200℃以上の加熱炉内での温度領域ではファイアライト (Fe_2SiO_4) は液体として存在し、酸化が進むに従い、表面の凹凸 (あれ) は大きくなっていく。また、ファイアライト (Fe_2SiO_4) は溶融温度が1177℃であり、その温度以下に下がると固相になるため、凹凸が大きくなるとその奥まで浸潤したスケールがくさび状に食い込みデスケールでは除去できないことが懸念される。

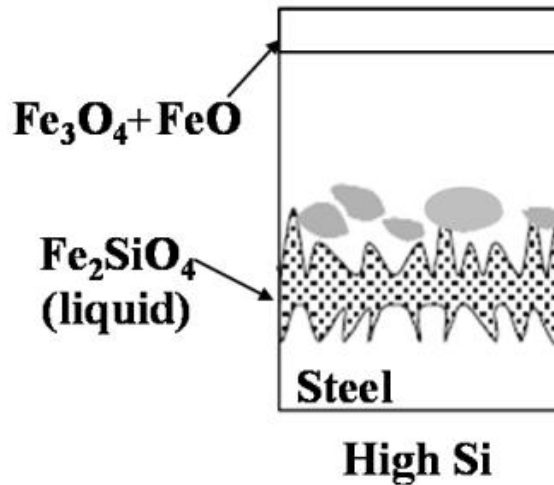


図3.2 Siスケールによる表面あれ助長の模式図

これら懸念される現象を調査するため、図3.3に示す成分のスラブを準備した。Cuの水準は我々の操業範囲の上現0.30%、下限0.20%と平均値0.26%を選定した。また比較として新断ち屑100%のスクラップを電気炉で溶解して铸込んだCu=0.04%のスラブも準備し、計4水準のスラブを準備した。Siについても、実機でスラブを製造し、高強度・公延性化に効果的なSi=0.5%とSi=1.0%の2水準を準備した。

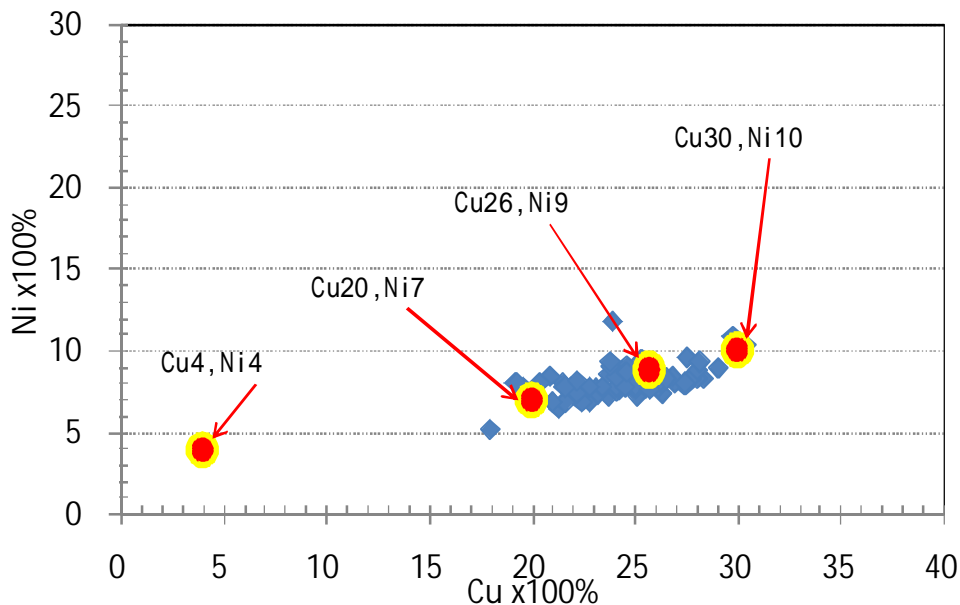
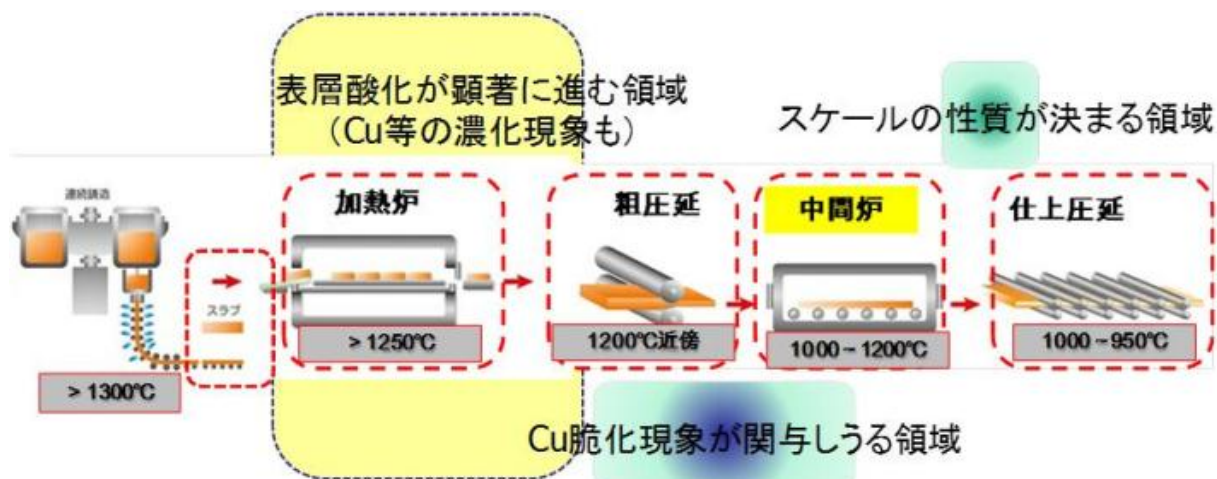


図3.3 スクラップ中のCu-Ni分布と評価水準の設定

これら準備したスラブを用いて、Cu、Siが鋼板表面に及ぼす影響を明らかにするとともに、もし課題がある場合はその解決策を見出すことを目的として、実機製造ラインでの調査を行うこととした。実機での調査に先立ち「表面疵 熱延鋼板」をキーワードとして文献を検索調査した結果から、Cu, Siが表層品質に影響を与える工程上の重要な箇所は主に熱間圧延の上工程、特に表層酸化が顕著に進む領域となる加熱炉と粗圧延であることが判ったため、調査は加熱炉と粗圧延を重点的に行った。(図3.4)



熱延工程(田原工場)

図3.4 製造工程の概要と重点調査箇所

3.1 加熱炉条件と表層形態の関係調査

3.1.1 加熱炉実機試験方法

表面品質を良好なものにする為に、熱延工程でのスケール生成がデスケラや酸洗工程で剥離しやすいものとするを旨し、図 3.1.1 に示すように、滑らかなスケール/地鉄界面となり、かつ、内部酸化が少なく、酸化層エリアが限定される操業条件を調査した。

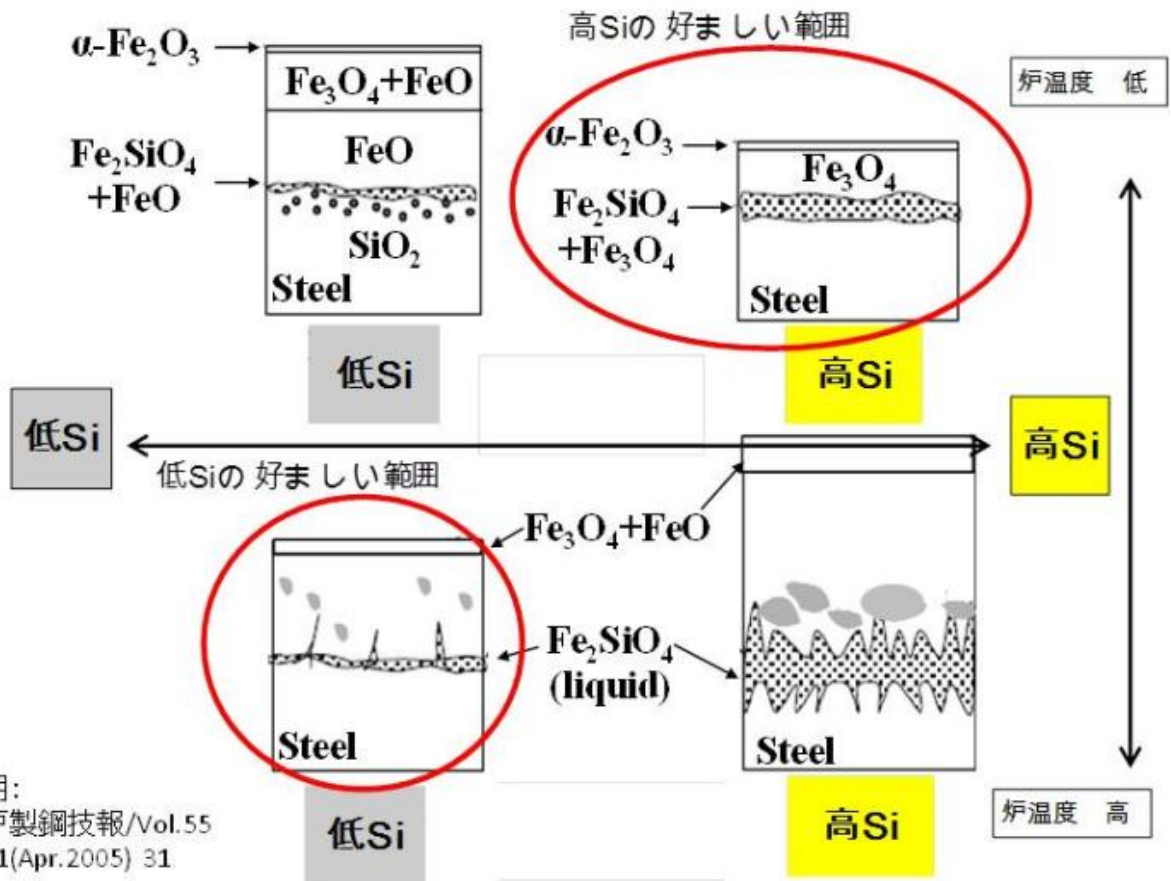


図3.1.1 達成したい表層状態の模式図

写真 3.1.1 に示すように、調査は製鋼で鑄造したスラブを約 20×20×20 のサイコロ状の鋼塊試料に加工し、スラブと融着しないように耐火物上に並べた。その耐火物を土台となるスラブの上に置き、操業中の加熱炉に装入した。設定した加熱条件（加熱温度、保熱時間）後、加熱炉から抽出し、窒素置換状態で常温まで冷却した。



写真3.1.1 調査風景

表 3.1.1 に実機試験での加熱炉条件を示す。加熱炉の温度、保持時間は実操業条件内で様々に変えた。また表中の「3分待機無」は加熱炉抽出後直ちに窒素置換して冷却したもので、「3分待機有」は富酸素状態での拡散の影響を比較するため加熱炉抽出時に3分間待機して大気酸化した後窒素置換して冷却したものである。表 3.1.2 に加熱炉実機試験条件の実績を示す。

表3.1.1 加熱炉実機試験条件

		在炉時間					
		120min		150min		240min	
3分待機		有	無	有	無	有	無
加熱温度	1260						
	1230						
	1200						

表3.1.2 加熱炉実機試験の実績

	設定		実績	
	温度 ()	時間 (min)	温度 ()	在炉時間 (min)
第1回	1230	150	1232	159
第2回	1260	150	1255	185
第3回	1230	150	1229	166
第4回	1230	150	1233	207
第5回	1230	150	1228	248
第6回	1230	150	1232	117
第7回	1260	150	1264	161
第8回	1260	120	1265	124
第9回	1200	150	1198	156
第10回	1200	120	1201	146
第11回	1230	150	1230	154
第12回	1200	120	1202	175
第13回	1200	120	1202	137

加熱炉実機試験に用いた供試材の化学成分を表 3.1.3 に示す。Cu 含有量を 4 水準変えたものと、Si 含有量を 2 水準変えたものを供試した。

表3.1.3 加熱炉実機試験に用いた供試材の化学成分

サンプルNo	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
Cu4	0.06	0.01	0.16	0.012	0.006	0.04	0.04	0.09	0.00
Cu20	0.06	0.02	0.81	0.018	0.003	0.20	0.07	0.12	0.03
Cu26	0.07	0.01	0.35	0.020	0.005	0.26	0.09	0.15	0.03
Cu30	0.04	0.03	0.69	0.018	0.002	0.30	0.10	0.20	0.02
Si0.5	0.06	0.48	1.19	0.021	0.003	0.30	0.09	0.13	0.11
Si1.0	0.06	0.98	1.11	0.020	0.004	0.29	0.10	0.11	0.11

サンプルNo	V	Nb	Ti	Al	Sn	Pb	B	Ca	N(ppm)
Cu4	0.000	0.000	0.001	0.026	0.006	0.000	0.004	0.001	43
Cu20	0.002	0.000	0.001	0.039	0.016	0.005	0.000	0.001	56
Cu26	0.001	0.000	0.001	0.021	0.016	0.001	0.000	0.001	58
Cu30	0.002	0.001	0.002	0.033	0.017	0.003	0.000	0.002	71
Si0.5	0.005	0.001	0.010	0.015	0.015	0.004	0.004	0.001	48
Si1.0	0.004	0.001	0.012	0.021	0.017	0.003	0.003	0.002	32

冷却した試料は、切断埋め込みして顕微鏡観察及びエネルギー分散 X 線分析 (EDS) の試験片に供した。(写真 3.1.2)

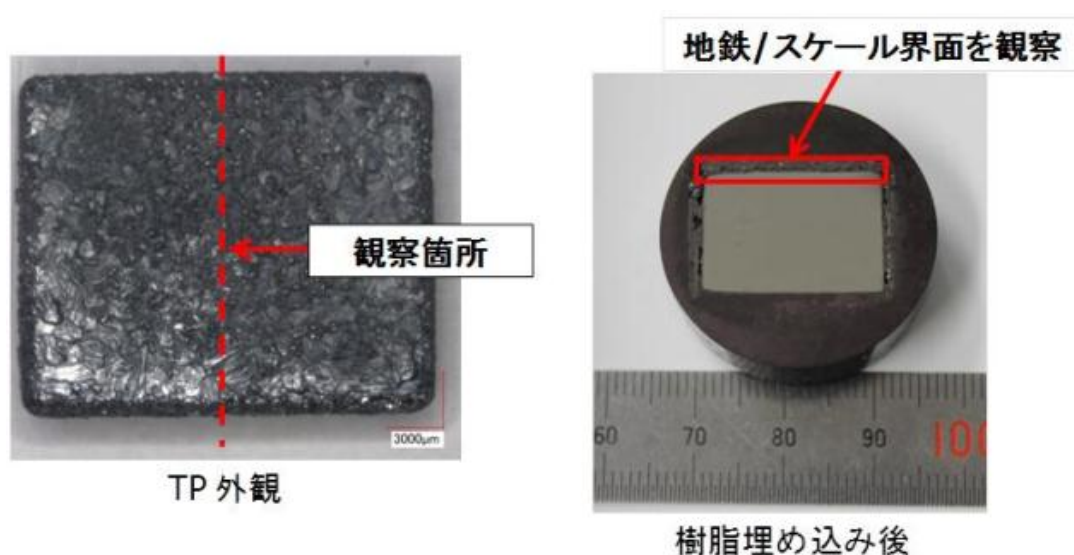


写真3.1.2 冷却後の試料外観と埋め込み状態

表面の凹凸性(あれ)評価指標としては、図 3.1.2 に示すように、スケールと地鉄界面長さを L とし、また、その界面が直線だった場合の界面長さを A とした場合の L/A を用いた。凹凸形状が直角二等辺三角形の場合、 $L/A=1.4$ となるが、この凹凸形状の場合は、スケールの地鉄への噛み込みは起きにくいと考えられることから、 $L/A = 1.4$ を良好な表面状態領域とした。

また、内部酸化層深さは、酸洗で除去出来る鋼板表層を数 μm と仮定し、これに相当する圧延圧下量の関係からスラブの段階では、 $80\mu\text{m}$ 以下を許容する深さとした。

L/Aの定義:

スケール/地鉄界面の凹凸評価の指標(剥離容易性)

界面が完全にフラットで、 $L/A=1$ になる。

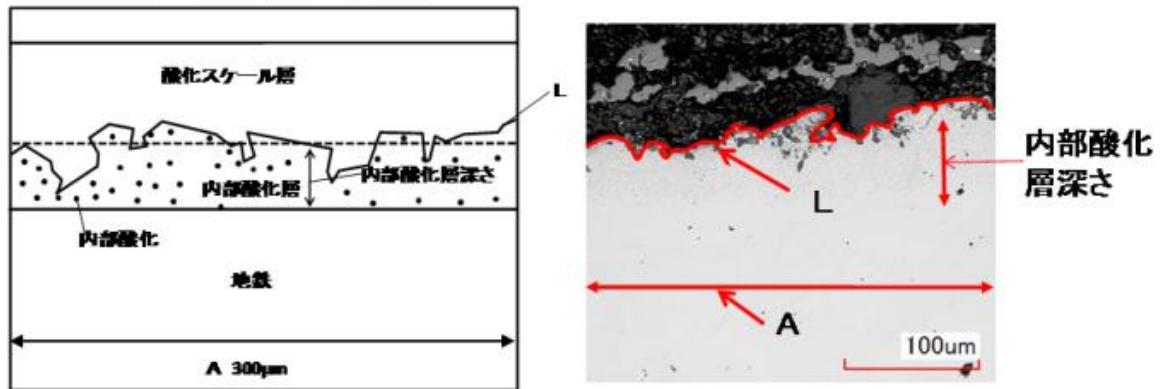


図3.1.2 スケール/地鉄界面の凹凸指標

3.1.2 加熱炉実機試験結果

写真 3.1.3 は顕微鏡観察結果を、写真 3.1.4 はエネルギー分散 X 線分析 (EDS) を行った結果を示す。顕微鏡観察結果では、全体のパノラマ観察を行う。その中で試験片の代表的な 3 箇所を選び拡大したもので L/A 測定を行う。左下に 2.5 等の数字を記入しているものがその視野の L/A である。試験片の L/A は 3 箇所の平均を取って代表としている。内部酸化測定は左下の SEM 画像で行い表面から内部酸化が見られなくなる深さを 3 点測定し、平均値を代表としている。

また、エネルギー分散 X 線分析 (EDS) では、各元素の濃化状態の観察を行った。

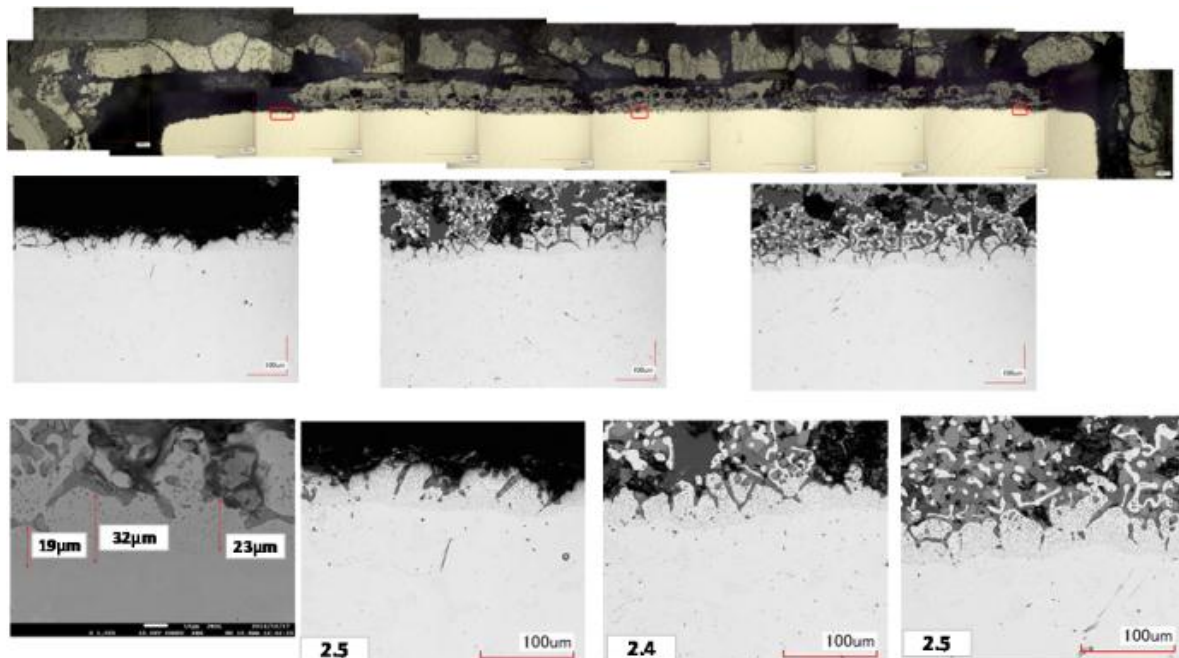


写真 3.1.3 スケール/地鉄界面の断面観察結果

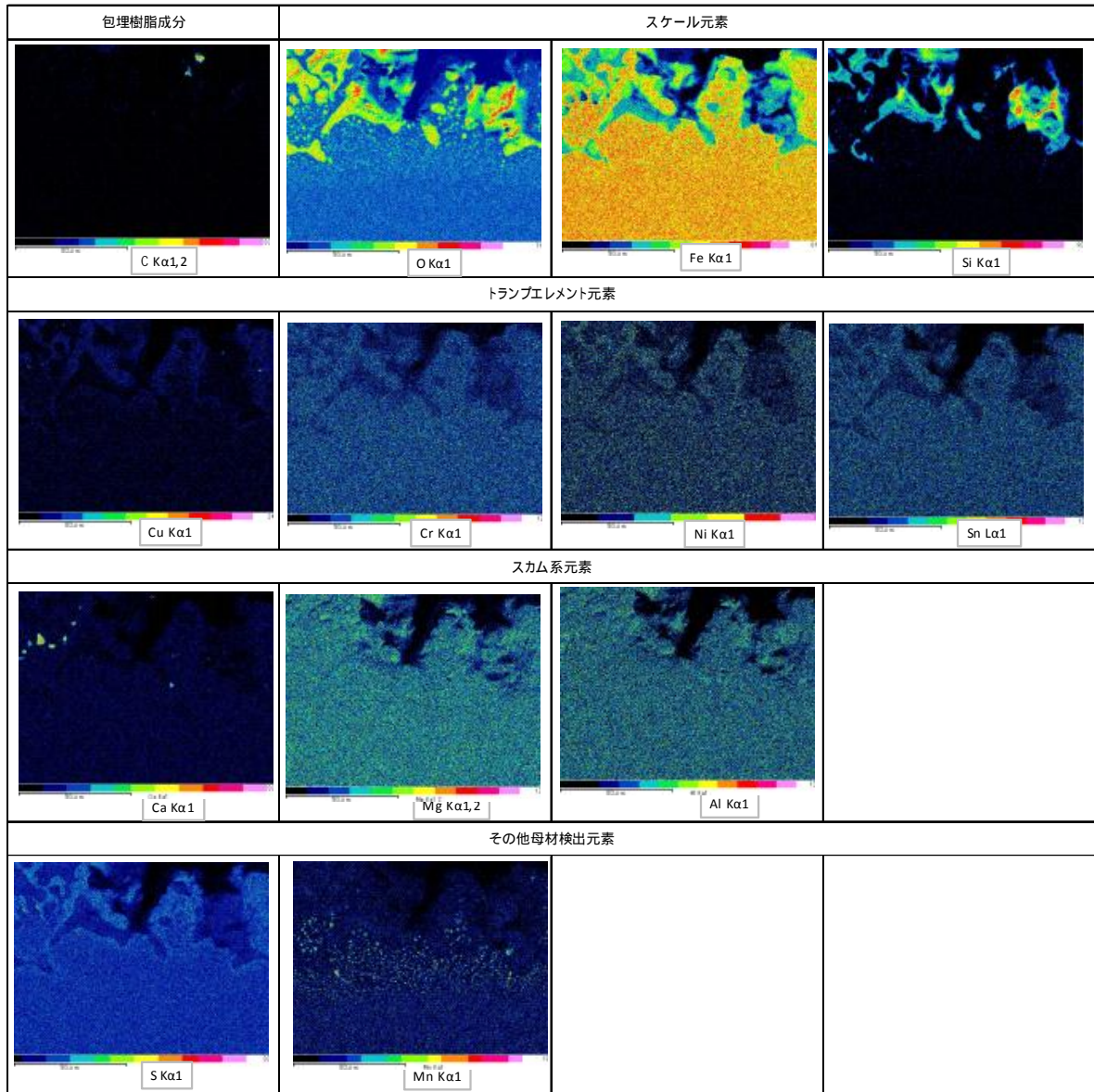
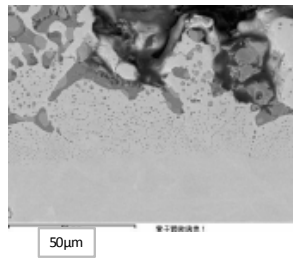


写真 3.1.4 スケール/地鉄界面の EDS 元素マッピング

加熱炉条件を加熱温度 1228 、在炉時間 248min で実機試験を行った時の観察例を写真 3.1.5 と写真 3.1.6 に示す。これは一試験結果を例で載せているが、今回の全ての加熱炉実機試験において、懸念された Cu の結晶粒界への浸潤は観察されなかった。

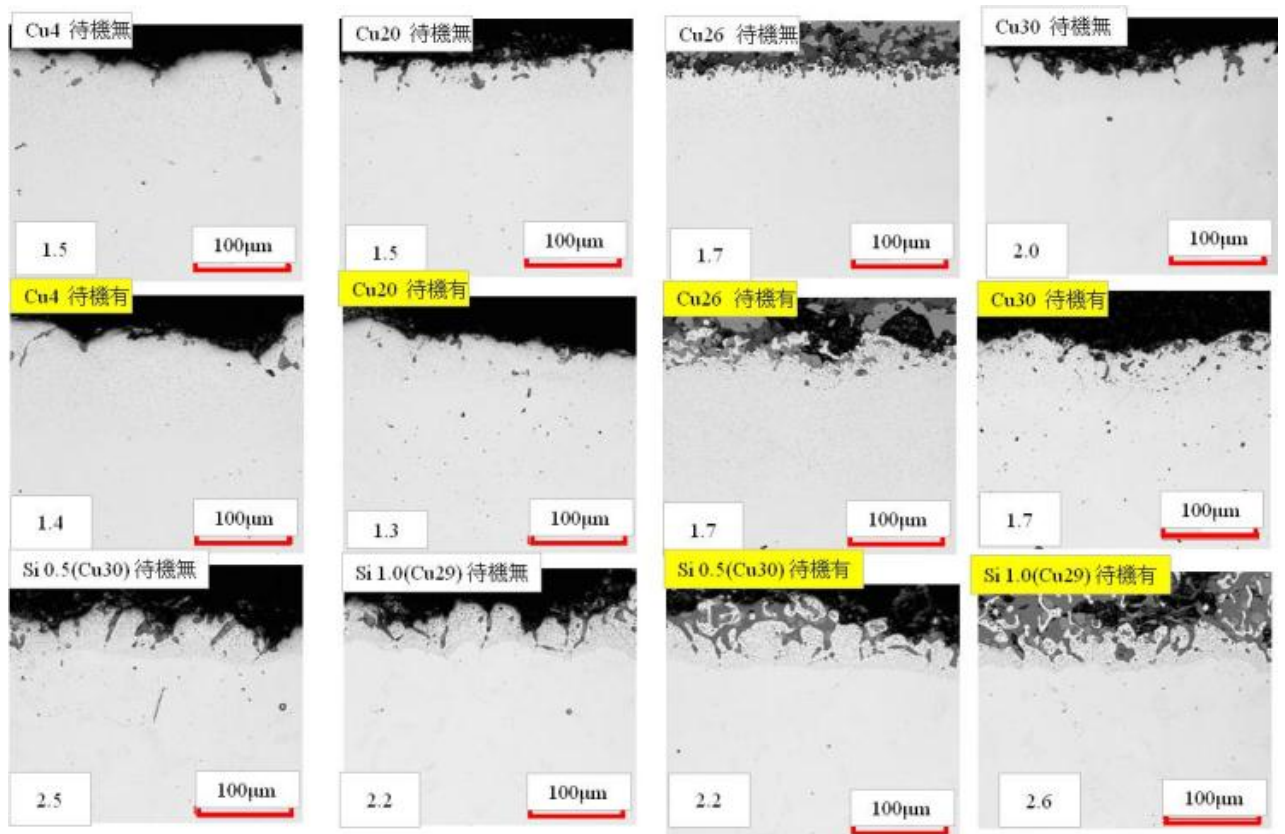


写真3.1.5 スケール/地鉄界面の断面観察結果の比較

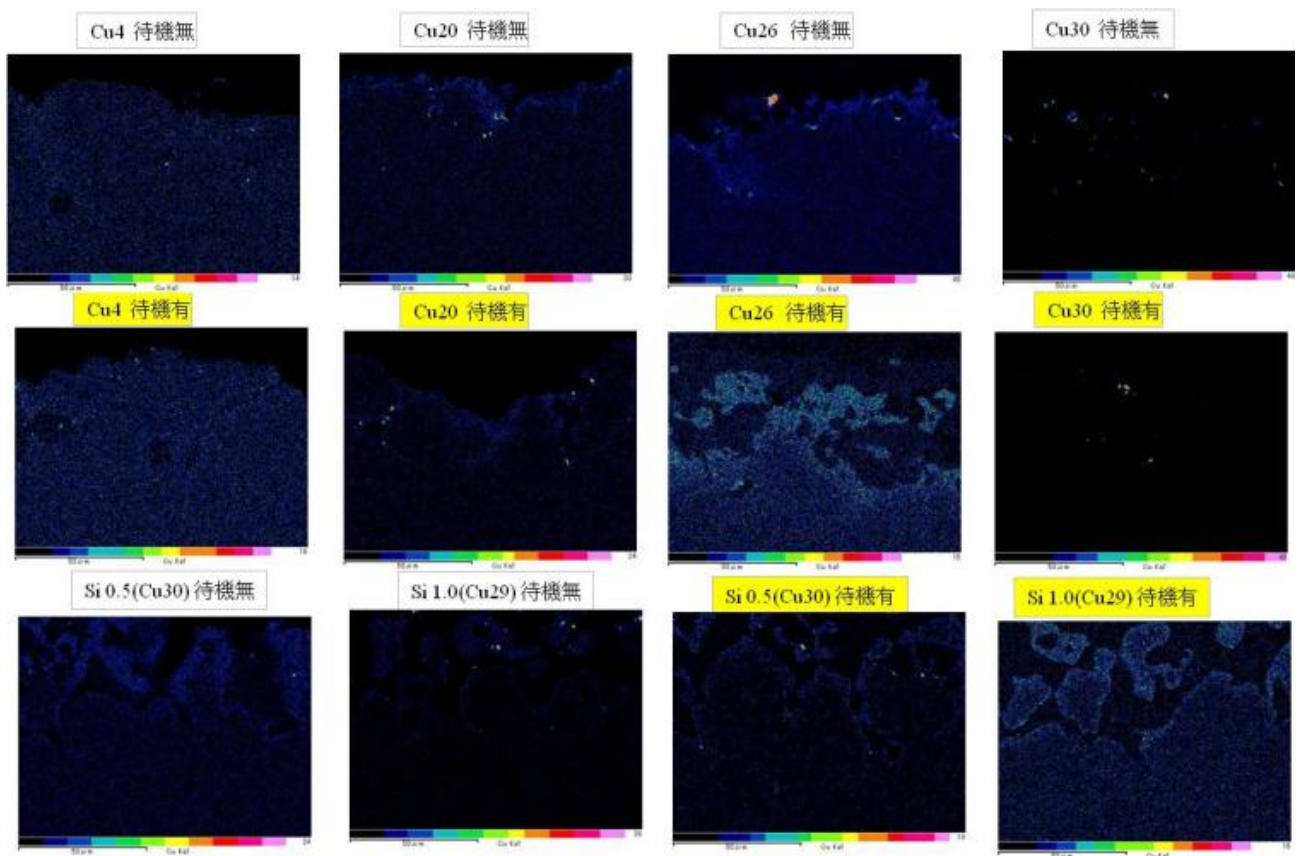


写真 3.1.6 スケール/地鉄界面のEDS元素マッピングによるCuの状態比較

3.1.2.1 待機有り・無しの影響の調査結果

図 3.1.3 に待機有り・無しが表面あれと内部酸化深さに与える影響を示す。横軸を内部酸化深さ、縦軸を L/A とし内部酸化深さの適合領域を 80 μm 、L/A の適合領域を 1.8 としてまとめたものである。これを見ると待機有り・無しは同様の分布を示しており、差は見られなかった。

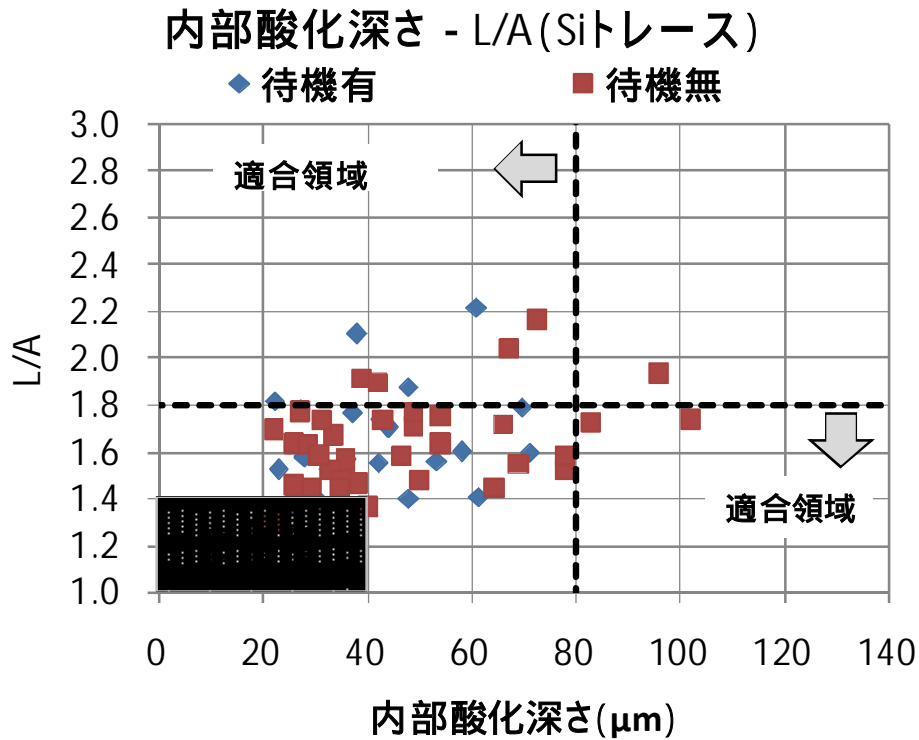


図3.1.3 待機有無が表面あれと内部酸化深さに与える影響

3.1.2.2 Cuが表面あれと内部酸化深さに与える影響の調査結果

図 3.1.4 に Cu が表面あれと内部酸化深さに与える影響を示す。L/A は Cu0.04%のものが最も大きく、次に Cu0.30%、Cu0.20%、0.26%の順であり Cu との相関は見られない。内部酸化深さは、Cu0.04%、0.26%がばらつきが大きく、Cu0.20%、0.30%がばらつきが小さい。図 3.1.5 に Mn が与える内部酸化深さへの影響を示す。これを見ると Mn 量が増加すると内部酸化深さは小さくなり、Cu の影響を受けていないことがわかる。

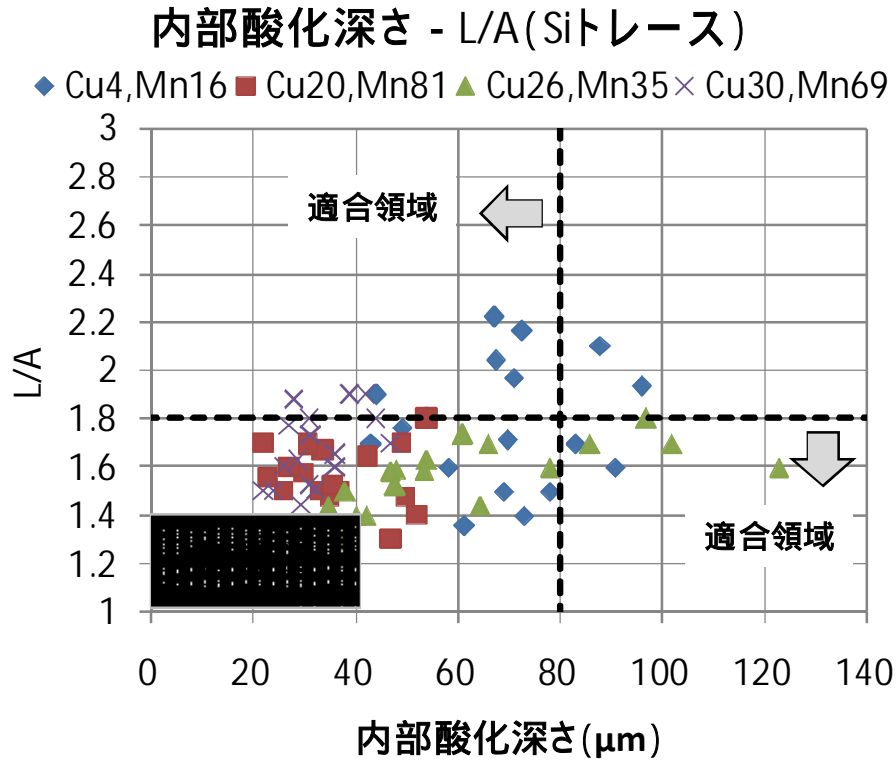


図3.1.4 Cuが表面あれと内部酸化深さに与える影響

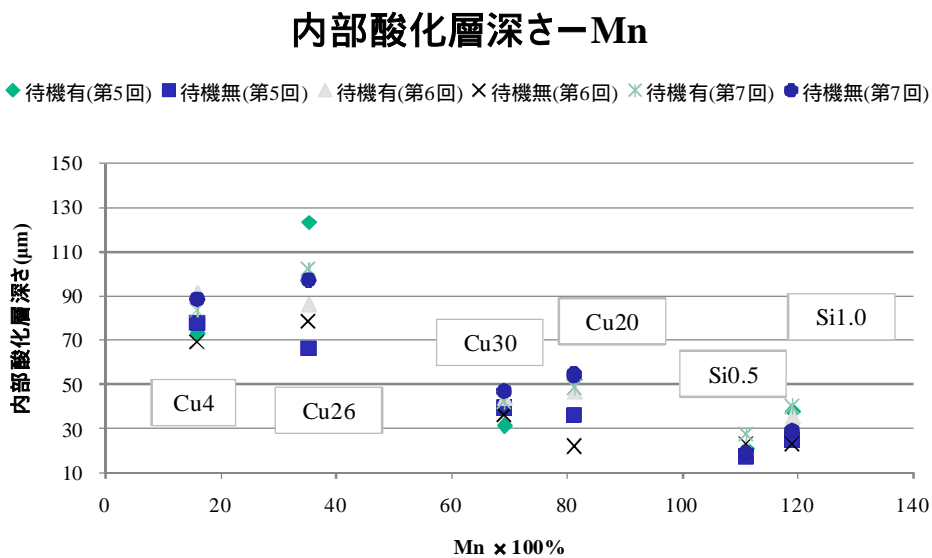


図 3.1.5 Mn が与える内部酸化深さへの影響

3.1.2.3 Siが表面あれと内部酸化深さに与える影響の調査結果

図 3.1.6 に Si が表面あれと内部酸化深さに与える影響を示す。L/A は Si が添加されることにより大きくなっている。内部酸化深さは、小さい。これも Mn との関係が考えられる。

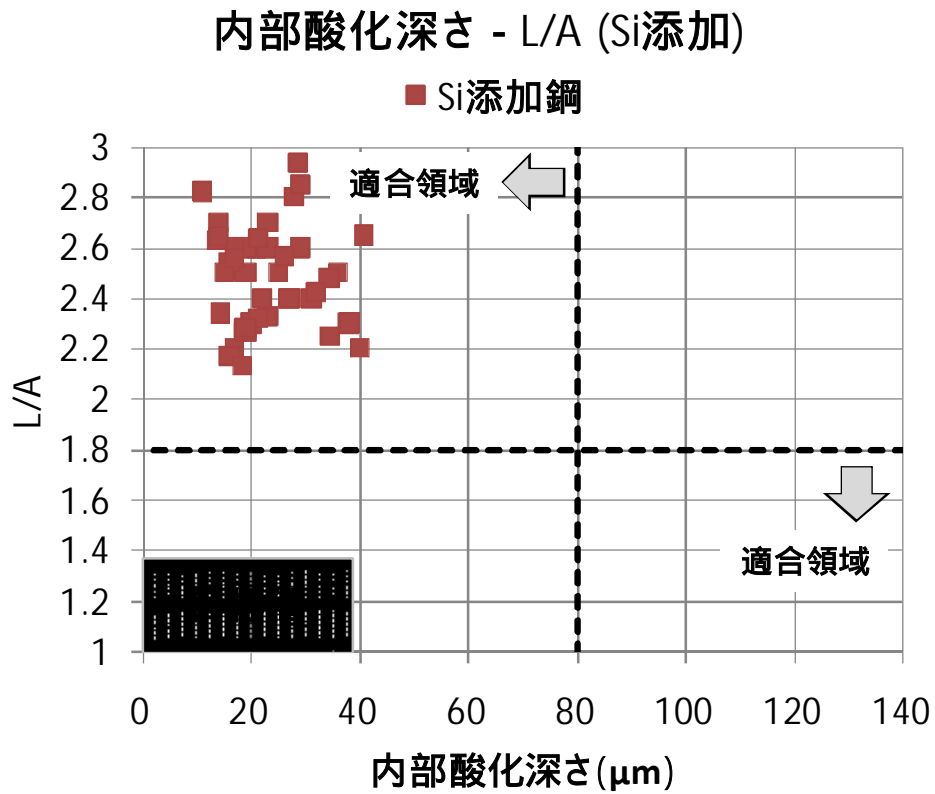


図3.1.6 Siが表面あれと内部酸化深さに与える影響

3.1.2.4 Mnが内部酸化深さに与える影響の調査結果

3.1.2.2 項において、Mn量が増加すると内部酸化深さは小さくなり、Mnは内部酸化を抑制する可能性があることが判った。

更に、Si影響下におけるMnの影響調査を行うため、今回スケール溶融温度調査で作成した試験片(サンプルNo4、No.5)とSi1.0~1.4%を含む強度980~1180MPaクラスの試験片(サンプルNo.B、No.J)を用いて加熱炉での実機テストを行った。表3.1.4にこれらサンプルの化学成分を示す。Mnが1.2%と0.4%の比較となり、Mn=0.4%のものが内部酸化深さが深くなることが想定された。

表3.1.4 試料成分

サンプルNo	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
4	0.07	0.50	1.20	0.020	0.003	0.25	0.10	0.15	0.03
5	0.07	1.00	1.20	0.020	0.003	0.25	0.10	0.15	0.03
B	0.19	1.00	0.42	0.017	0.003	0.30	0.11	1.00	0.30
J	0.20	1.37	0.43	0.017	0.004	0.30	0.10	0.99	0.29

サンプルNo	V	Nb	Ti	Al	Sn	Pb	B	Ca	N(ppm)
4	0.001	0.000	0.010	0.033	0.019	0.002	0	0.0015	40
5	0.001	0.000	0.010	0.033	0.019	0.002	0	0.0015	40
B	<0.005	<0.005	<0.005	0.033	0.015	<0.001	<0.0001	<0.0005	40
J	0.000	0.003	0.004	0.028	0.015	0.001	0	0.0004	36

EDSの分析結果はサンプルNo4、No.5のMn=1.2%グループとサンプルNo.B、No.JのMn=0.4%グループは同じ傾向であった。各グループの代表としてサンプルNo.5とNo.Bの結果を写真3.1.7に示す。サンプルNo.5(Mn=1.2%)に比べ、サンプルNo.B(Mn=0.4%)はMnが低いにもかかわらず内部酸化深さが浅くなっている。更に表面の平滑になっている。また、スケール地鉄界面及び内部酸化層にCrが偏析していることが観察できる。

図3.1.7にCrが表面あれと内部酸化深さに与える影響を示す。この結果をみると、Cr=0.15%のSi添加鋼がL/A=2.2~3.0に対して、Cr=1.0%のSi添加鋼はL/A=1.4~1.6と目標値1.4に近づいている。

No.BはCrの含有量が1.0%と多く、このCrの影響により、内部酸化だけでなくSi添加鋼では懸念事項であった表層あれが抑えられたと考えられる。

ただし、これらCrやMnとSi、Feの酸化物がどのようなメカニズムで反応が進んでいるかは明らかではなく、今後の課題として取り組む必要がある。

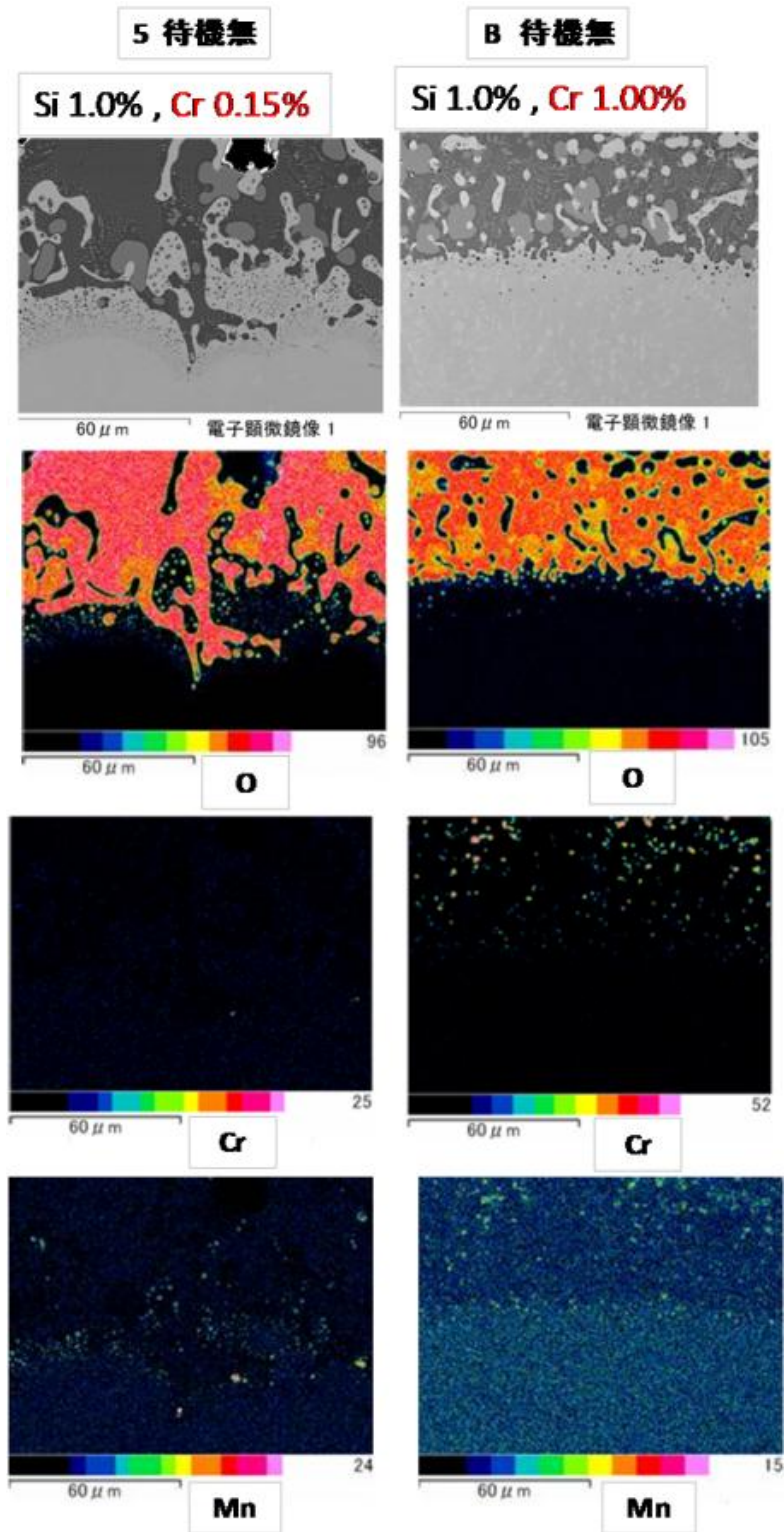


写真 3.1.7 スケール/地鉄界面の EDS 元素マッピング (Cr の影響)

内部酸化深さ - L/A (Si添加)

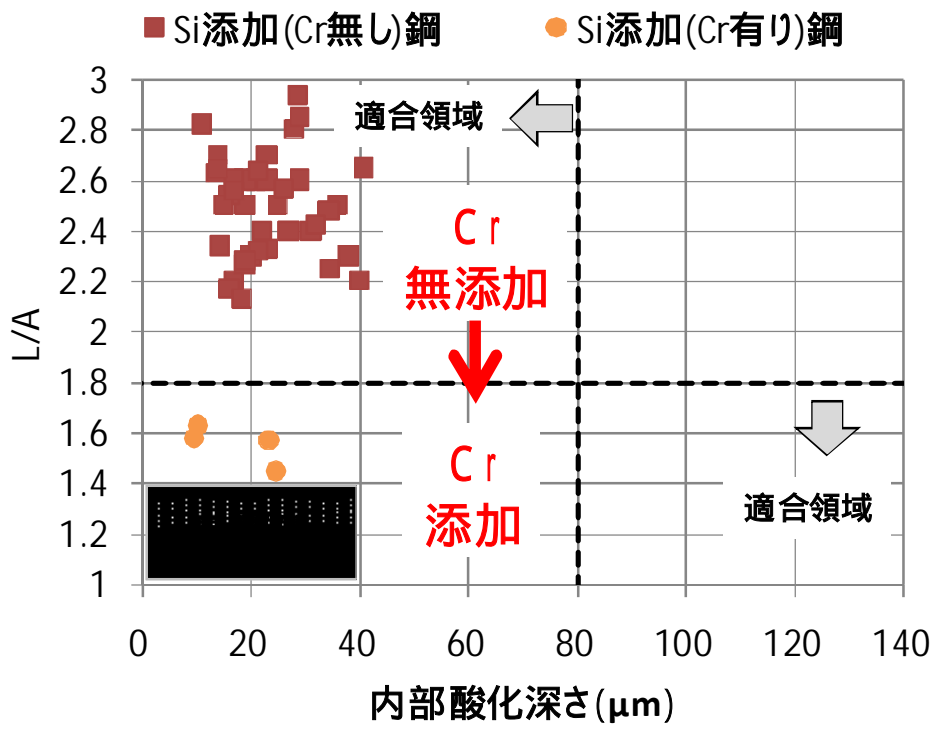


図3.1.7 Crが表面あれと内部酸化深さに与える影響

3.1.2.5 炉内ガス雰囲気と表面あれと内部酸化深さに与える影響の調査結果

第1回目と2回目の加熱炉実機テストにおいて、試験片を置く耐火物に SiO₂ を含むものを使用していた。これら2回のテストにおいて試験片には Si が 0.01%~0.03%しか含まれないにもかかわらず、ファイアライト (Fe₂SiO₄) が多量に生成していた。炉内に存在するスケールや耐火物等の Si 酸化物が雰囲気中の CO ガスと反応して SiO ガスが発生し、地鉄/スケール界面に濃化して、粒界酸化が顕在化したという報告もあり、この原因は試験に使用している耐火物中の SiO₂ がガス化しスケールに溶融していると推定した。そこで、SiO₂ を含まない耐火物の使用、及びラボ試験で耐火物からの SiO₂ の影響調査を行った。EDS分析結果を写真3.1.8に示す。SiO₂ を含む耐火物を使ったものは、Fe₂SiO₄ が生成している。SiO₂ を含まない耐火物を使ったものは、Fe₂SiO₄ が生成が少なくなっている。ラボでは、SiO₂ ガスの影響を全く受けていないため、殆ど Fe₂SiO₄ は生成していない。以上のことから、耐火物中の SiO₂ の影響を受けていたことが分かった。また、ラボではほとんど Si の濃化は見られないことより、加熱炉内雰囲気ガスからの SiO の濃化の影響があることも分かった。

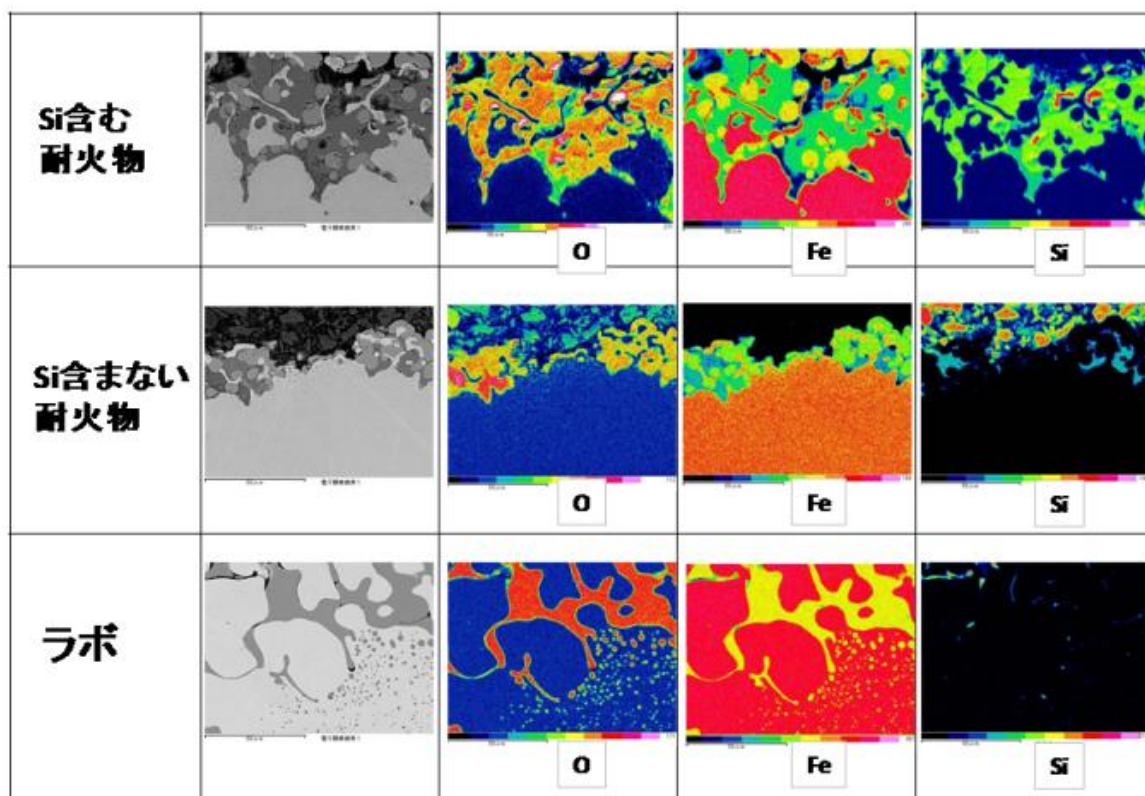


写真3.1.8 炉内ガス雰囲気がSi濃化に与える影響

以上の結果を踏まえて、第5回以降は SiO₂ を含まない耐火物を使用した。図 3.1.8 に炉内ガス雰囲気と表面あれと内部酸化深さに与える影響を示す。SiO₂ の影響を受けているものは L/A が 1.8 を超えており、Si 添加鋼と同等の表面あれとなっている。

これらのことから、雰囲気ガスの影響は大きいことが分かる。加熱炉内ガスの組成を調査し管理指標とする必要性が伺える。

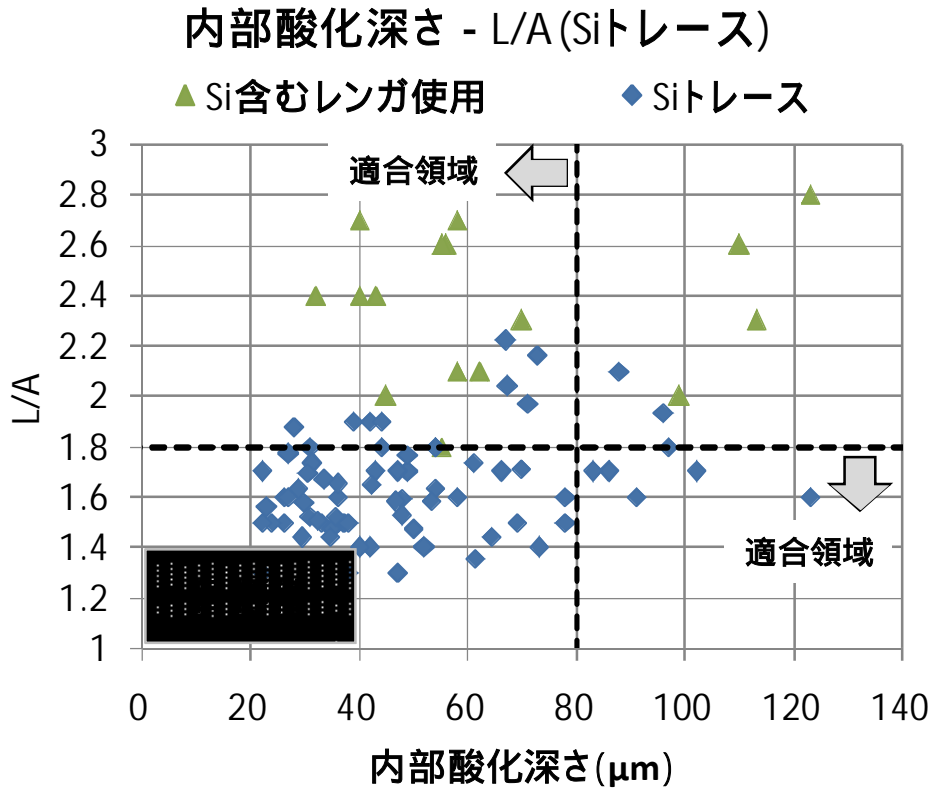


図3.1.8 炉内ガス雰囲気が表面あれと内部酸化深さに与える影響

3.1.3 操業条件の妥当性

加熱炉操業条件（炉温、在炉時間）とL/A、内部酸化の関係を、図 3.1.9、図 3.1.10 に示す。L/A の適合領域 1.8 以下、内部酸化の適合領域 80 μm を満たす加熱温度および時間条件を赤い点線で囲い、この枠内の操業条件では、加熱炉以降の下工程に表層あれや内部酸化の影響を与えないこと示している。

操業条件の最適値として、L/A は Cu0.04、0.30%で低温側・短時間側に狭くなり、内部酸化は Cu0.04%で低温側に狭くなる傾向が認められる。結果としては、現在の操業条件はいずれのCu含有量においても許容できる範囲で有ると判断される。Si添加鋼のL/Aに関しては今後の課題である。

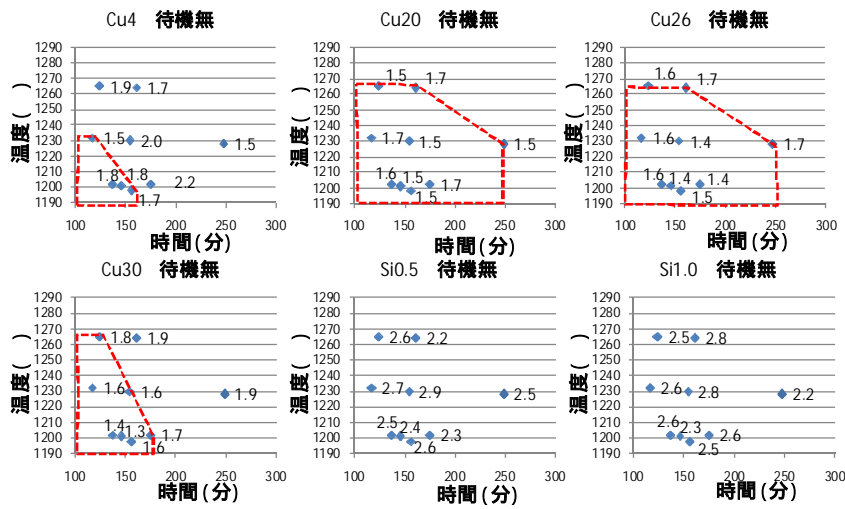


図3.1.9 加熱炉条件の最適エリア（温度-時間-L/A）

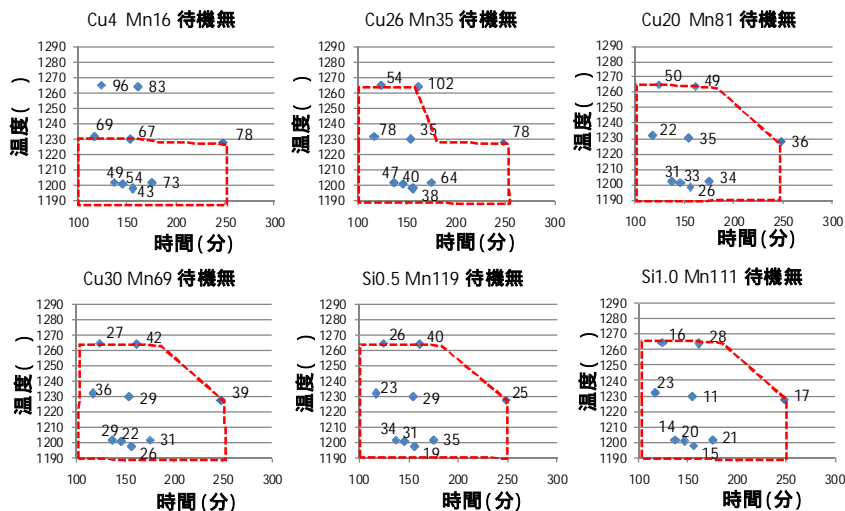


図3.1.10 加熱炉条件の最適エリア（温度-時間-内部酸化）

加熱炉での初期 γ 粒径は、粗圧延から仕上圧延でのフェライトの生成や大きさに影響を与える因子であることから、加熱炉の条件を再現したラボ実験で、Cu と γ 粒径の関係を調査した。図 3.1.11 に示す。

加熱温度が高い又は長時間加熱になると γ 粒径は 230 ~ 320 μm と大きくなる傾向を示すが、Cu の量による明確な差異は無かった。

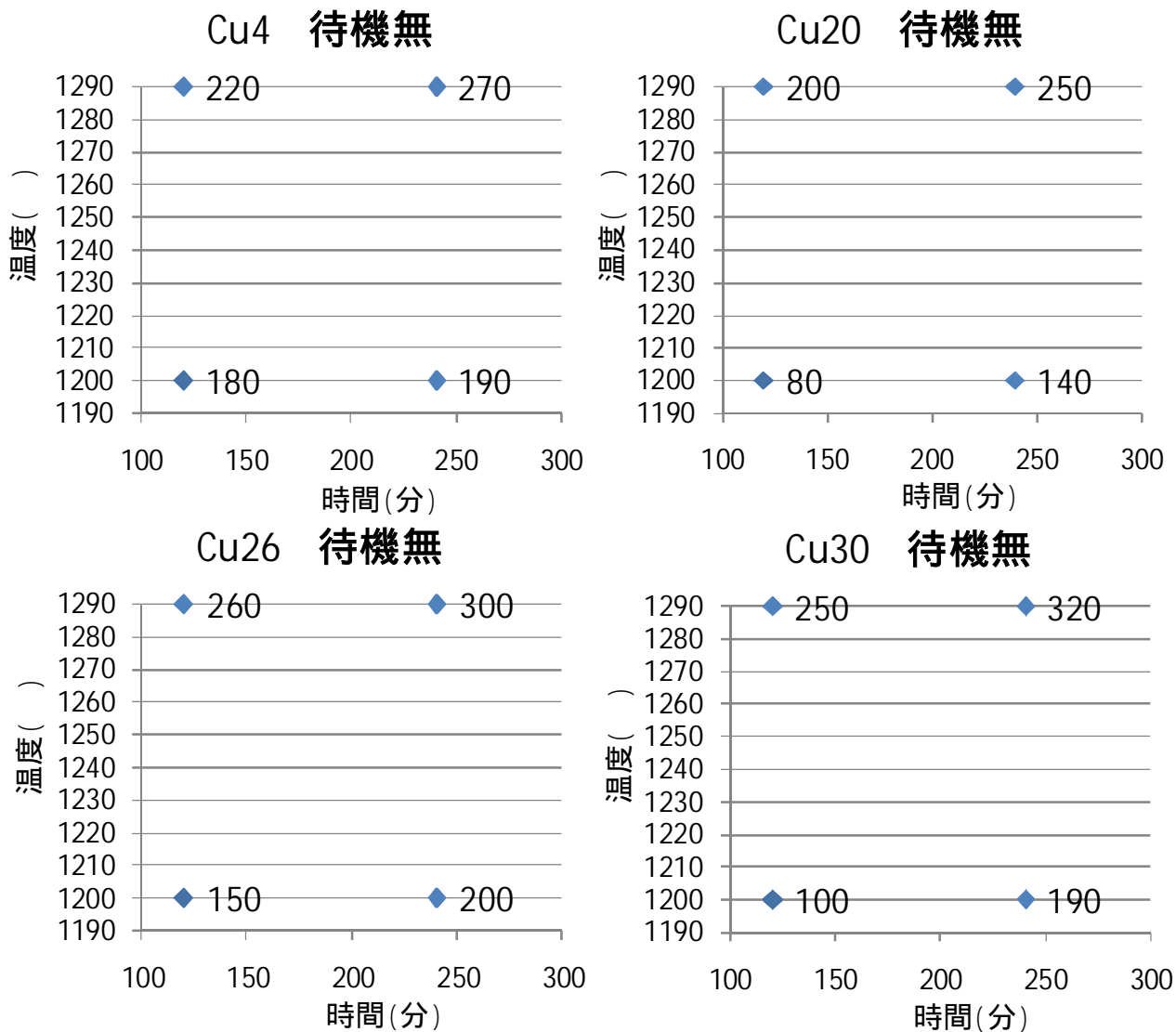


図3.1.11 異なるCu量の鋼における加熱時間、温度と γ 粒径の関係

3.1.4 加熱炉条件と表層形態の関係調査のまとめ

加熱炉条件と表層形態の関係を調査した結果、以下の点が明らかになった。

- Cu の選択酸化による表面あれの助長は、懸念したほど大でない。(図 3.1.12a)
- Si 添加鋼は表面あれが大きい、Cr によって抑制される。(図 3.1.12b)
- 内部酸化の成長が Cr、Mn 等で抑制される可能性がある。

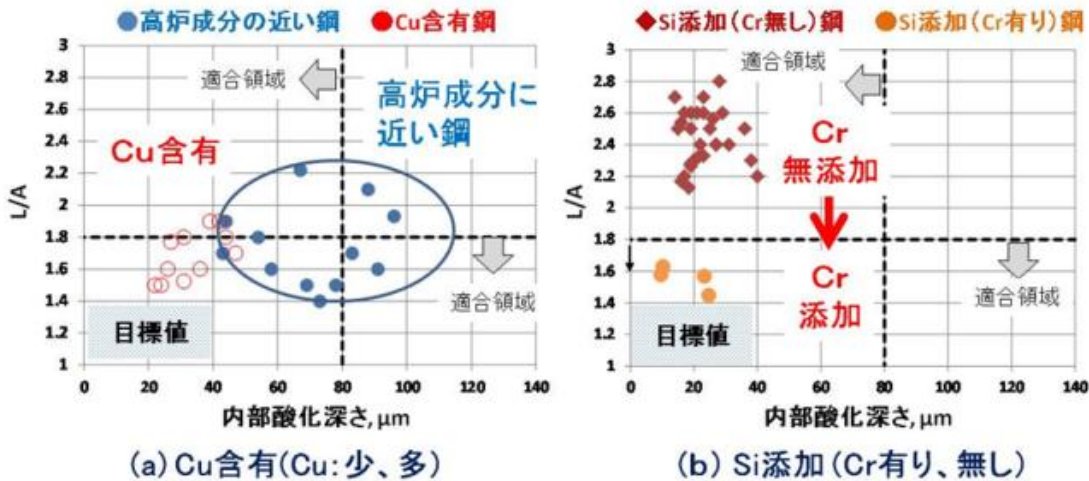


図3.1.12 スケール/地鉄界面凹凸状況と内部酸化深さ：Cu、SiとCrの影響

このことは、Mn やトランプエレメントと呼ばれる Cr、Mo、Cu、Ni などの合金を含有した鉄源である老廃スクラップは、含有元素を上手く活用することにより表層形態を調整できる可能性を示唆している。

今回の調査において、従来の知見から類推して懸念される選択酸化による表層あれの問題、あるいは、Cu 脆化の現象が観察されなかった。これは、選択酸化による表層あれの問題や Cu の脆化現象は Fe の酸化に随伴して発生するが、それよりも酸化しやすい Si、Mn や Cr 等の酸化副反応が先行して発生することにより、懸念されている酸化反応が抑制された可能性が考えられる。(例えば、Fe-Si-Mn-O 系では、図 3.1.13 に示すように Fe_2SiO_4 の生成より $MnSiO_3$ が生成し易い。) 今後、多元素合金系の酸化還元反応についての検討が必要と考えられる。

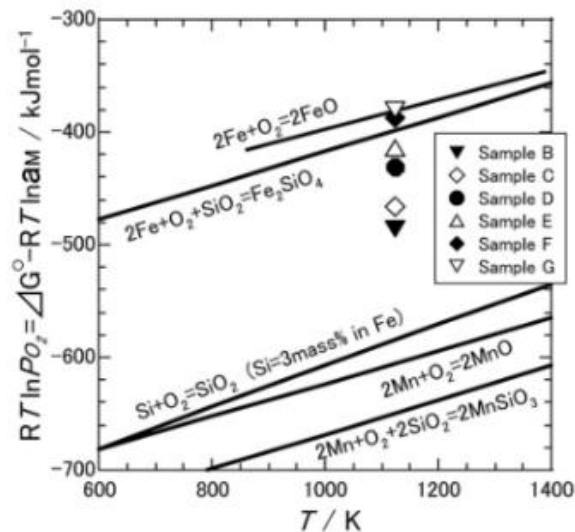


図3.1.13 熱延温度領域での鉄、Si、Mnの3元系酸化反応エリンガム図

3.2 粗圧延条件と表層形態の関係調査

3.2.1 断面調査

粗圧延についても、加熱炉と同様に表面品質を良好なものにするために熱延工程でのスケール生成がデスケラや酸洗工程で剥離しやすいものとするを旨とし、滑らかなスケール/地鉄界面となる操業条件を調査した。

粗圧延では、1パス目の圧下量を45mm、30mm、20mm、10mmと変化させ、それぞれの条件でCu=0.30%のスラブを圧延した粗圧延完了後の半製品(粗バー)から先後端クロップ部分(図3.2.1)を採取して、表面の観察、酸洗(黒皮スケールの剥離)、断面顕微鏡観察、EDS分析等を実施した。

更にSi=0.5%、1.0%のスラブも圧延し、ファイアライトによる表面あれの影響を調査した。

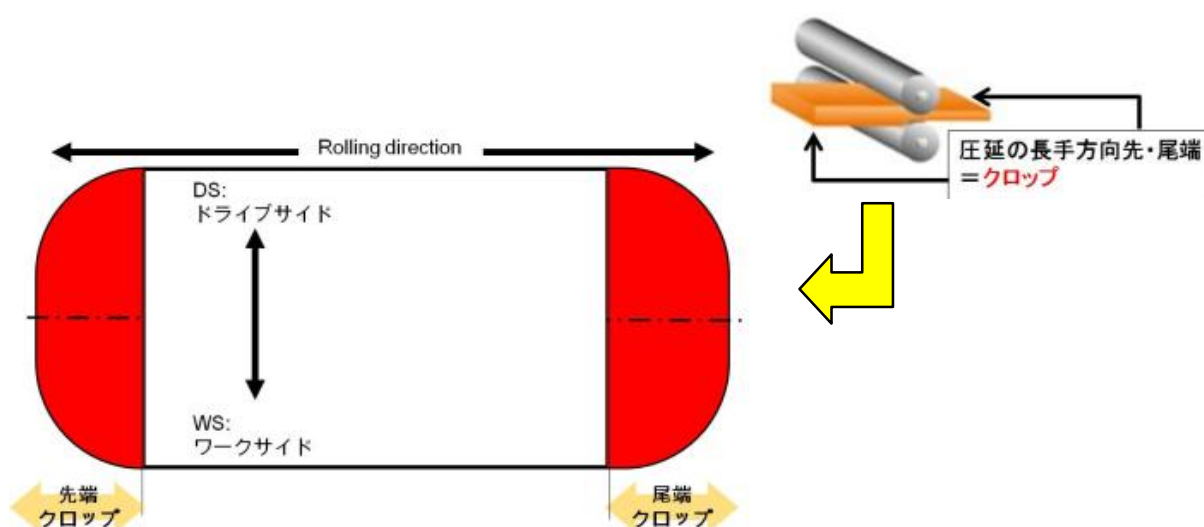


図3.2.1 クロップの概念図

写真3.2.1に、圧下量を変えたときのクロップ断面の顕微鏡観察結果を示す。また、クロップ表層のEDS元素分析の結果例を写真3.2.2に示す。

何れの圧下条件においても割れは確認できなかった。またEDS元素分析の結果においてもCuの粒界への浸潤は観察されなかった。

これらのことから粗圧延において最大Cu0.30%の水準ではCu脆化による表層あれの懸念は無いと考えられる。








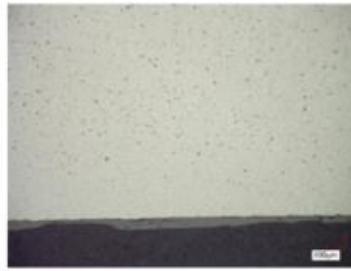


1パス圧下量	表	裏
45mm (待機無)		
45mm (待機有)		
30mm		
20mm		
10mm		

写真3.2.1 1パス圧下量を変化させたクロップのスケール/地鉄界面の断面観察結果

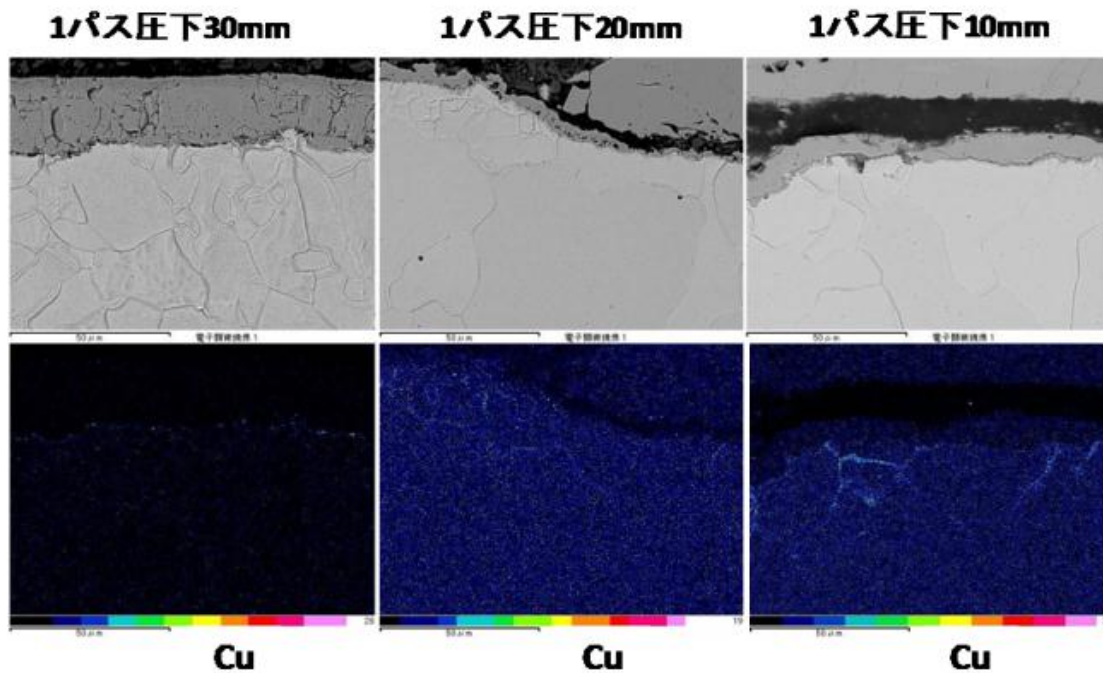


写真3.2.2 1パス圧下量を変化させたクロップのスケール/地鉄界面のEDS元素マッピング

写真 3.2.3 に、Si 添加鋼のクロップ断面の顕微鏡観察結果を示す。また、表層の EDS 元素分析の結果例を写真 3.2.4 に示す。割れは確認できなかった。また、Cu の浸潤も見られなかったが、スケール中に Si の濃化が見られた。これは仕上げデスケーラ前の温度をファイアライトを考慮した温度にする必要があることを示唆している。

ファイアライトの融点は 1177 であるが、電炉鋼のように Cr、Mo、Cu、Ni 等トランプ元素が含まれた鋼材から生成するスケールでのファイアライトの融点の知見はない。B、Mo の添加によって融点下がるという報告もある。そこで我々は他元素系でのスケールの融点を調査を行った。

Si添加量	表	裏
Si0.5%		
Si1.0%		

写真3.2.3 Si含有量を変化させたクロップのスケール/地鉄界面の断面観察結果

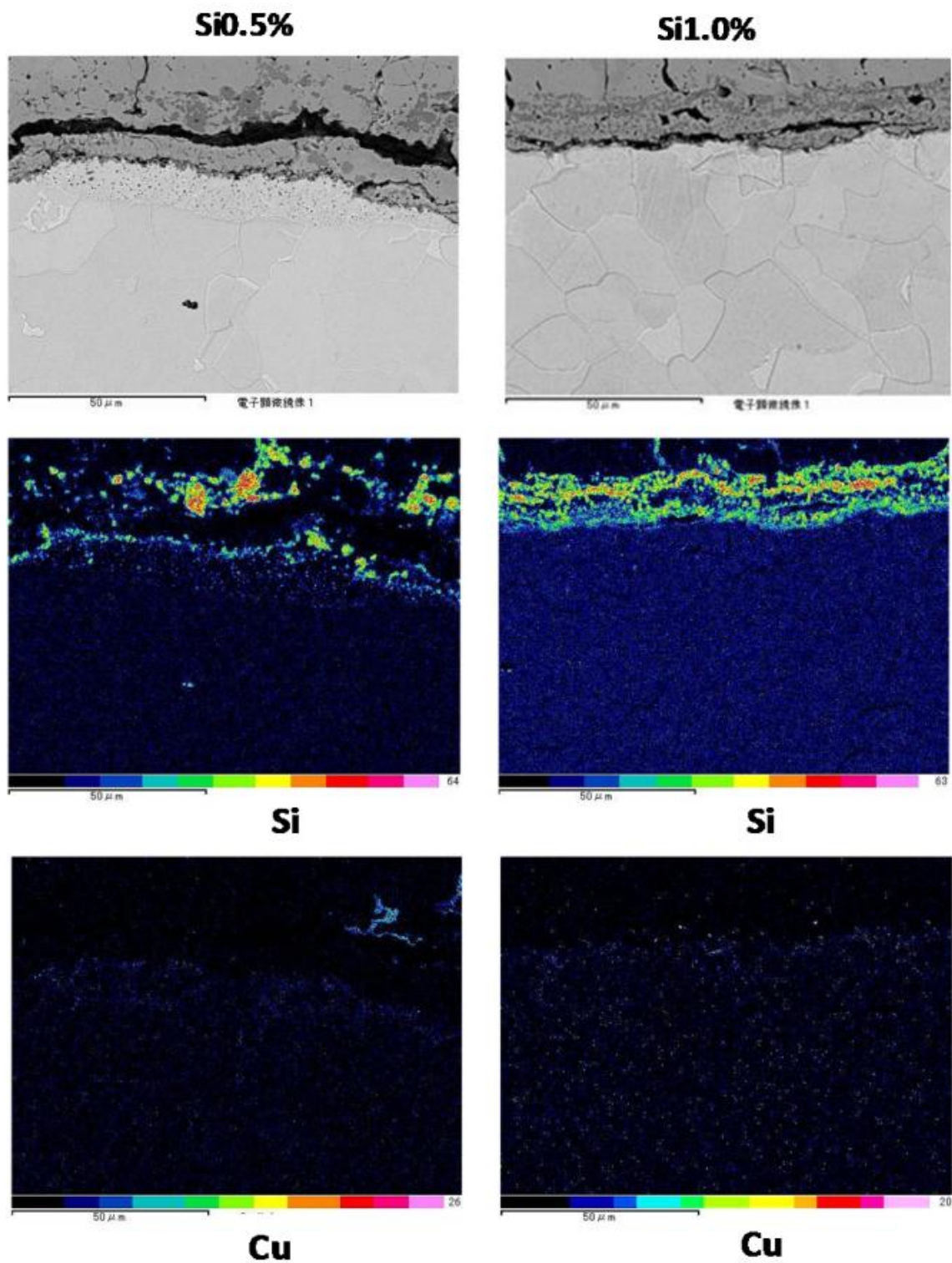


写真3.2.4 Si含有量を変化させたクロップのスケール/地鉄界面のEDS元素マッピング

3.2.2 ファイアライトの液相温度調査

Cr、Mo、Cu、Ni等トランプエレメントや高強度化に必要とされるSi、Mn等合金を含む多元素系の鋼から生成するファイアライト(Fe₂SiO₄)の液相条件を推定するため、表3.2.1に示す実機試作したSi添加鋼及びピラボ溶製した鋼を用いて、スケール生成量の測定を行った。ファイアライトは固相状態では酸化抑制効果が大きくスケールはあまり生成しないが、加熱温度が上がり溶融化すると酸化抑制効果はなくなり、酸化及びスケールの生成が進行すると考えられる。このスケールの生成量が増加した温度を多元素系におけるファイアライトの液相温度と出来ると考えた。試験は、各試料を実験加熱炉に装入し、所定温度・時間保持したの後に抽出し冷却後、生成したスケール量を測定した。その結果を、図3.2.2に示す。今回の結果ではSi等の合金量の差によるスケール生成量の明確な変化は見られなかった。これは、冷却する間に酸化した影響によるものと考えられる。試験方法の検討が必要である。

表3.2.1 スケール生成量測定に用いた供試材の化学成分

試料 No.	分析項目(%)	化学成分																			
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	solAl	Sn	Pb	B	Ca	Ti	O	T-N	
1	4-1	目標	0.070	0.30	1.20	0.020		0.25	0.10	0.15	0.03	0.001	0.000	0.033	0.019	0.002	0.000	0.0015	0.010	0.002	0.004
		上限	0.075	0.35	1.25	0.025	<0.003	0.30	0.15	0.20	0.04	<0.002	<0.005	0.043	0.024	<0.005	<0.0005	0.0025	0.015	<0.004	0.005
		下限	0.065	0.25	1.15	0.015		0.20	0.05	0.10	0.02			0.023	0.014			0.0005	0.005		0.003
	実績	0.070	0.29	1.18	0.023	0.0007	0.25	0.10	0.16	0.03	0.001	<0.005	0.036	0.019	<0.005	<0.0005	0.0015	0.010	0.0022	0.0038	
2	4	目標	0.070	0.50	1.20	0.020		0.25	0.10	0.15	0.03	0.001	0.000	0.033	0.019	0.002	0.000	0.0015	0.010	0.002	0.004
		上限	0.075	0.55	1.25	0.025	<0.003	0.30	0.15	0.20	0.04	<0.002	<0.005	0.043	0.024	<0.005	<0.0005	0.0025	0.015	<0.004	0.005
		下限	0.065	0.45	1.15	0.015		0.20	0.05	0.10	0.02			0.023	0.014			0.0005	0.005		0.003
	実績	0.071	0.51	1.20	0.024	0.0006	0.25	0.10	0.16	0.03	0.001	<0.005	0.033	0.020	<0.005	<0.0005	0.0013	0.011	0.0019	0.0038	
3	5	目標	0.070	1.00	1.20	0.020		0.25	0.10	0.15	0.03	0.001	0.000	0.033	0.019	0.002	0.000	0.0015	0.010	0.002	0.004
		上限	0.075	1.05	1.25	0.025	<0.003	0.30	0.15	0.20	0.04	<0.002	<0.005	0.043	0.024	<0.005	<0.0005	0.0025	0.015	<0.004	0.005
		下限	0.065	0.95	1.15	0.015		0.20	0.05	0.10	0.02			0.023	0.014			0.0005	0.005		0.003
	実績	0.072	0.98	1.19	0.024	0.0007	0.25	0.10	0.16	0.03	0.001	<0.005	0.029	0.020	<0.005	<0.0005	0.0014	0.010	0.0022	0.0042	
4	5-1	目標	0.070	1.00	1.20	0.020		0.25	0.10	0.15	0.10	0.001	0.000	0.033	0.019	0.002	0.000	0.0015	0.010	0.002	0.004
		上限	0.075	1.05	1.25	0.025	<0.003	0.30	0.15	0.20	0.11	<0.002	<0.005	0.043	0.024	<0.005	<0.0005	0.0025	0.015	<0.004	0.005
		下限	0.065	0.95	1.15	0.015		0.20	0.05	0.10	0.09			0.023	0.014			0.0005	0.005		0.003
	実績	0.071	0.99	1.20	0.024	0.0008	0.25	0.11	0.16	0.11	0.001	<0.005	0.032	0.021	<0.005	<0.0005	0.0013	0.011	0.0020	0.0042	
5	5-2	目標	0.070	1.00	1.20	0.020		0.25	0.10	0.15	0.03	0.001	0.000	0.033	0.019	0.002	0.000	0.0015	0.010	0.002	0.004
		上限	0.075	1.05	1.25	0.025	<0.003	0.30	0.15	0.20	0.04	<0.002	<0.005	0.043	0.024	<0.005	0.0025	0.0025	0.015	<0.004	0.005
		下限	0.065	0.95	1.15	0.015		0.20	0.05	0.10	0.02			0.023	0.014		0.0015	0.0005	0.005		0.003
	実績	0.072	0.99	1.20	0.024	0.0006	0.25	0.10	0.16	0.03	0.001	<0.005	0.032	0.020	<0.005	0.0019	0.0012	0.011	0.0019	0.0035	
6	5-3	目標	0.070	1.00	1.20	0.020		0.15	0.10	0.15	0.03	0.001	0.000	0.033	0.019	0.002	0.000	0.0015	0.010	0.002	0.004
		上限	0.075	1.05	1.25	0.025	<0.003	0.20	0.15	0.20	0.04	<0.002	<0.005	0.043	0.024	<0.005	<0.0005	0.0025	0.015	<0.004	0.005
		下限	0.065	0.95	1.15	0.015		0.10	0.05	0.10	0.02			0.023	0.014			0.0005	0.005		0.003
	実績	0.071	0.98	1.20	0.024	0.0005	0.15	0.10	0.16	0.03	0.001	<0.005	0.036	0.021	<0.005	<0.0005	0.0013	0.011	0.0020	0.0038	
7	5-4	目標	0.070	1.00	1.20	0.020		0.35	0.10	0.15	0.03	0.001	0.000	0.033	0.019	0.002	0.000	0.0015	0.010	0.002	0.004
		上限	0.075	1.05	1.25	0.025	<0.003	0.40	0.15	0.20	0.04	<0.002	<0.005	0.043	0.024	<0.005	<0.0005	0.0025	0.015	<0.004	0.005
		下限	0.065	0.95	1.15	0.015		0.30	0.05	0.10	0.02			0.023	0.014			0.0005	0.005		0.003
	実績	0.071	0.98	1.20	0.024	0.0007	0.35	0.11	0.16	0.03	0.001	<0.005	0.033	0.020	<0.005	<0.0005	0.0014	0.011	0.0018	0.0037	

化学成分		Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Al	solAl	Sn	Pb	B	Ca	O	N	ppm	FC	CS	Ca	CE	SiP	
6.1	452	119	21	3	30	9	13	11	5	Nb	1	10	15	14	15	4	37	13	24	45	40	19	19	34	33	535
6.2	962	111	20	4	29	10	11	11	4	1	12	21	20	17	5	26	17	40	32	54	19	18	24	22	103	1

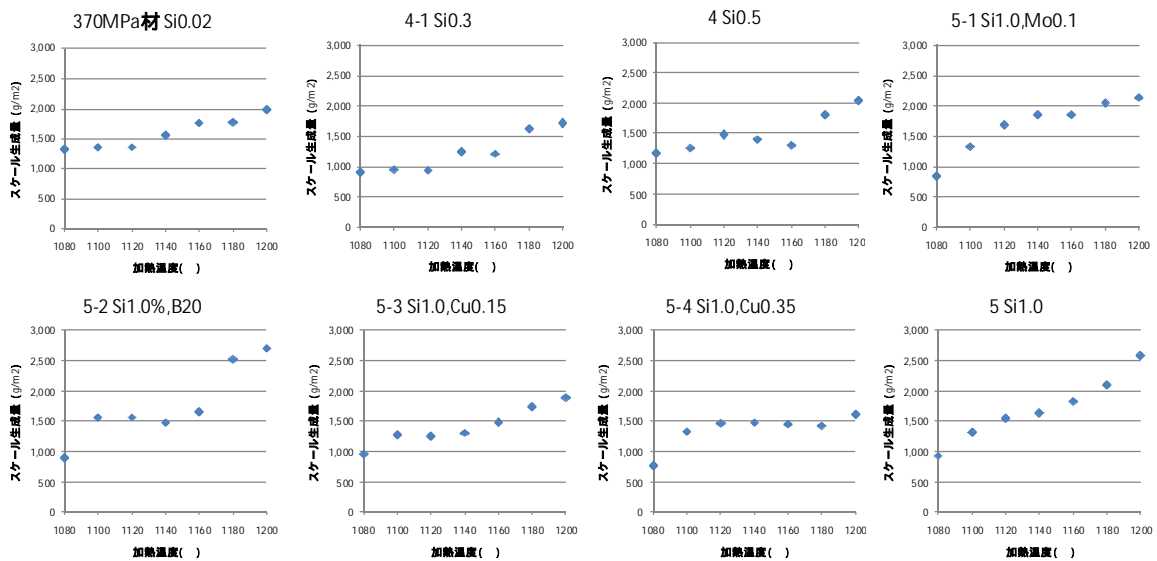


図3.2.2 成分がスケール生成量に与える影響

3.3 表層部位のミクロスコピックな電位分布解析

表層の腐食特性は表面電位と直接的に関係しているために、電炉鋼のトランプ元素が腐食特性に及ぼす影響を把握するためには、表面電位分布を評価することが重要である。表面電位差顕微鏡（KFM: Kelvin Force Microscopy）を用いた解析手法を駆使し、表面電位のミクロスコピックな電位分布を解析した。本法の特徴はKFMでしか解析できないサブミクロンオーダーの電位の違いを判別できるのに加え、光学顕微鏡レベルの100 μm 領域の視野で電位分布を把握できることである。連続して測定する（多大な時間と労力を要する）ことによって、サブミリ領域における電位分布を評価することが可能である。そのため、電炉鋼の表面処理性向上に非常に有効な解析ツールであることが期待される。

熱延・酸洗コイルの表層断面に対して、KFMにより表面電位差分布を調査した結果を図3.3.1に示す。図中（a）と（b）は同一場所で、（a）は表面凹凸像で、（b）が表面電位差像である。（a）の表面凹凸像（コントラストが表面高低差に対応しており、明るい方が凸）は金属組織に対応しており、鋼板表面に局在化するような第二相組織は存在しないことがわかる。一方、（b）の表面電位差像（コントラストが表面電位差に対応しており、明るい方が貴で暗いほうが卑）では鋼板表面に卑な電位層が存在している。つまり、今回部品評価に供試した一連のコイルは、表層部約50 μm 厚さの低電位な電位層があることがわかった。

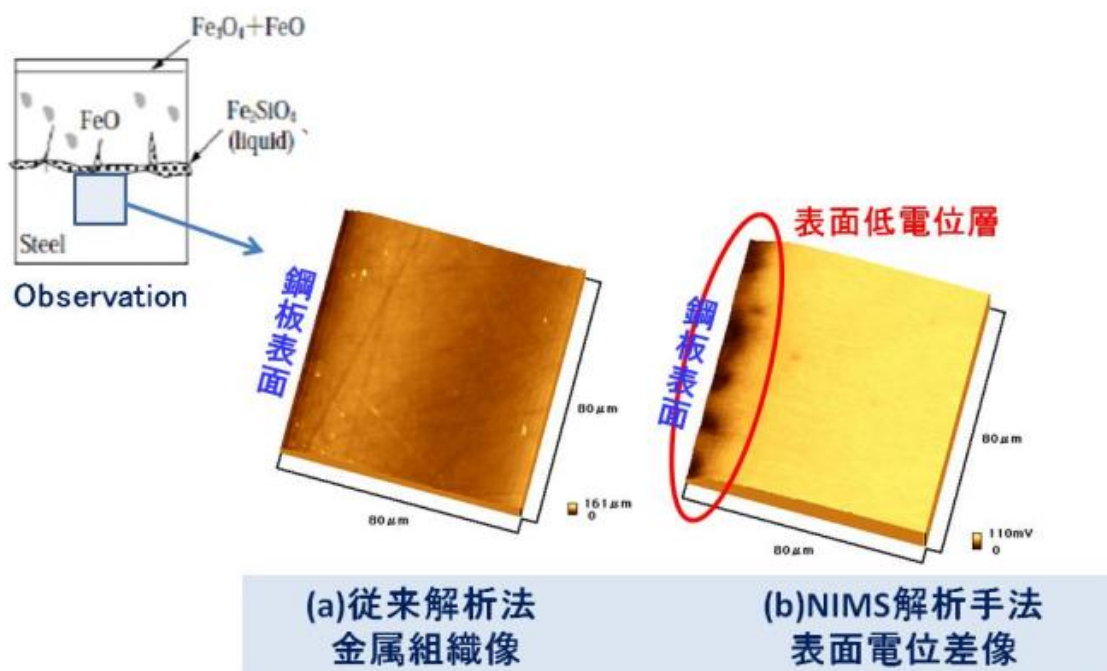


図 3.3.1 KFM による表面電位差分布（電炉鋼のスケール/地鉄界面測定）

表層部位に加えて、電炉材と高炉材の内部の電位差の状態の違いを調べるため、図3.3.2のように0.2mm毎に9×9点データを取得した。得られた表面電位差像の代表例を図3.3.3に示す。観察例すべてにおいて、電炉材、高炉材とも内部に低電位層（卑）は観察されなかった。これらの結果を踏まえ、内部の電位差分布をヒストグラムで示したのが図3.3.4である。縦軸は測定視野数(全視野81)、横軸が電位差である。高炉材の方が電位差の小さい場所が多いものの、内部の差は小さいことがわかった。つまり内部では電炉材と高炉材の電気化学的挙動は同一であると言える。

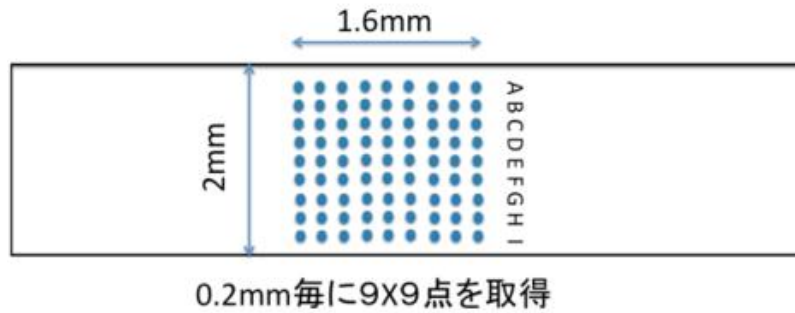
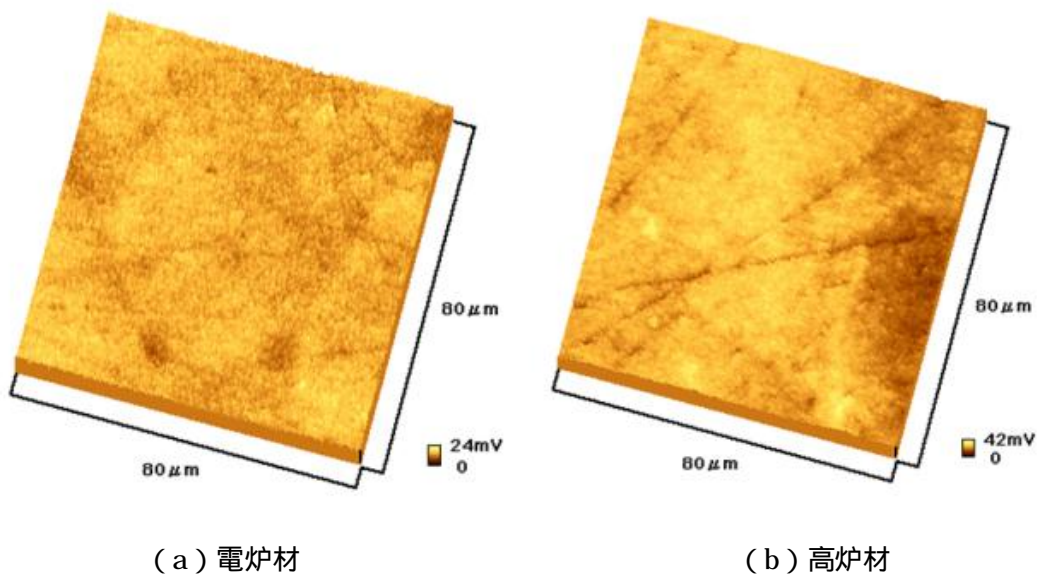


図 3.3.2 内部の電位差状態の評価場所



(a) 電炉材

(b) 高炉材

図 3.3.3 内部の表面電位差像

(電炉材と高炉材ともに内部には低電位層（卑）は存在しないことが明らかになった。)

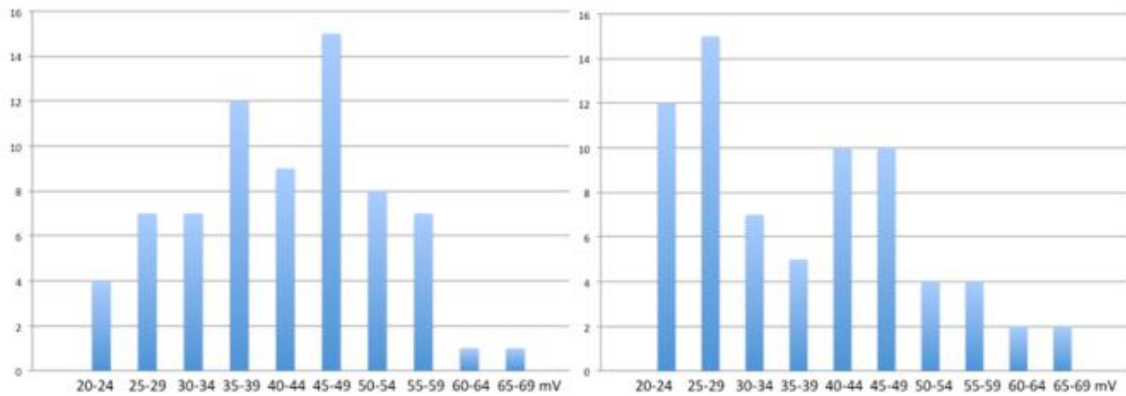


図 3.3.4 電炉材（左）と高炉材（右）の電位差分布

表層断面と内部の表面電位差を測定し、高炉材と比較した結果、電炉材の表面処理性の改善の鍵として、表面の低電位層（卑）の制御にあると言える。そのため、この表層低電位層の発生メカニズムの把握が必要と考えられる。これまで酸洗では、積極的に地鉄を酸減してこなかったが、スケール層に加えて一定地鉄厚さを酸減するという考え方も重要となるかもしれない。

3.3.1 耐食性

表層あれ及び表面低電位層の影響を確認するため、酸洗肌のまま、表層20 μm 研削して表層のあれを除去したもの、表層100 μm 研削して表層のあれ及び表面低電位層を完全に除去した試験片を作成した。化成処理・電着塗装後、耐食性試験（化成処理及び温塩水浸漬試験（SDT））を実施した。

写真3.3.1に、化成処理後のリン酸亜鉛被膜の生成状態を示す。リン酸亜鉛結晶は、いずれの試料もスケ（地鉄の露出）のような部分が認められた。しかし、化成処理皮膜の良否は最終的に塗装後の耐食性にて判断され、図3.3.5に示すSDTの結果から今回の化成処理では研削による表面除去の影響は見られなかった。

	酸洗肌のまま	表層20 μ m研削	表層100 μ m研削
Cu0.21%			
Cu0.26%			
Cu0.30%			
Si0.50%			
Si1.00%			
高炉			

写真3.3.1 化成処理リン酸亜鉛被膜の付着状態

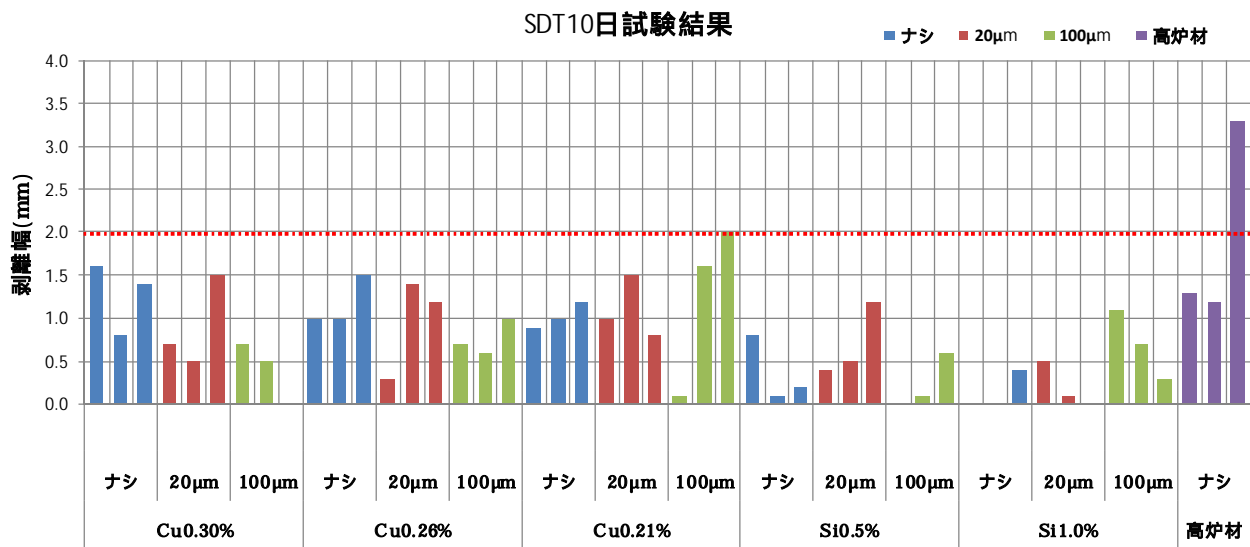


図3.3.5 SDT (温塩水浸漬試験) 後のクロスカット剥離幅

3.3.2 疲労特性

鋼材の表面のあれは、疲労破壊の起点となる。表層あれ及び表面低電位層の影響を確認するため、酸洗肌のまま、表層20 μm 研削して表層のあれを除去したものの、表層100 μm 研削して表層のあれ及び表面低電位層を完全に除去した試験片を作成し、疲労特性に及ぼす影響を評価した。

試験は、疲労寿命の長短2水準で、各々の試料をn=5としてバラツキを見た。その結果を、図3.3.6に示す。繰り返し回数の結果は、短時間疲労で酸洗肌のまま(9939~17710)、表層20 μm 研削(14267~22466)、表層100 μm 研削(8457~14491)、長時間疲労で酸洗肌のまま(155000~455658)、表層20 μm 研削(258220~672878)、表層100 μm 研削(135778~363829)となり、酸洗肌のままと表層100 μm 研削が同等、表層20 μm 研削がそれよりやや良い傾向となった。

今回の試験では、表3.3.1に示すように、表面研削のあれの影響が大きく、表層状態の差異による疲労特性の影響が明確に現れなかったと考えられる。また、試験片の破面観察(写真3.3.2、写真3.3.3)で、長時間疲労でもディンプルが多く疲労破面はほとんど認められなかったことから、長時間疲労の試験応力は290MPaよりも低く設定すべきであったと考える。今後、試験条件については、再検討が必要と考えている。

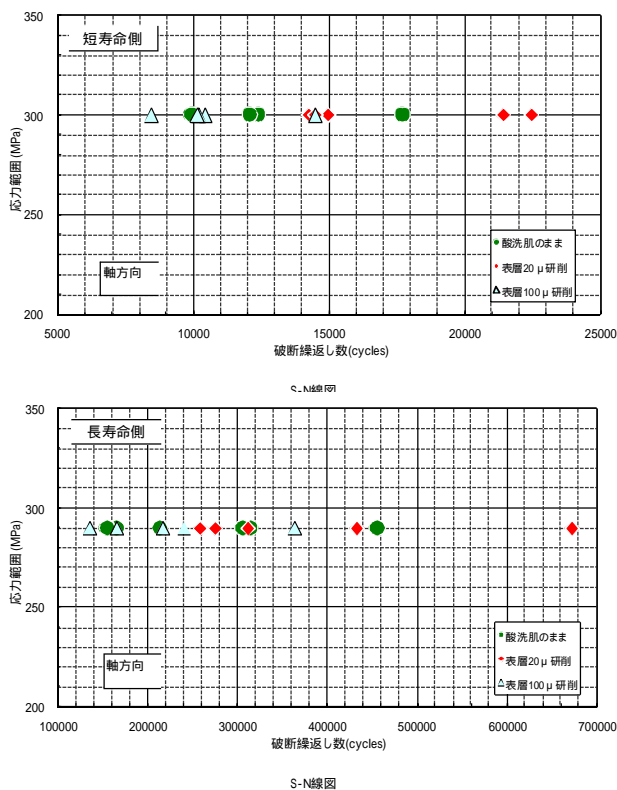


図3.3.6 表層状態が疲労特性に与える影響

表3.3.1 供試材の表面粗さ測定結果

	L断面			C断面		
	Ra	Rl	RzJIS	Ra	Rl	RzJIS
酸洗肌のまま	1.12	9.71	8.57	1.13	9.99	8.70
表層20 μm 研削	0.14	2.06	1.29	0.49	4.37	3.81
表層100 μm 研削	0.17	1.67	1.17	0.49	4.21	3.76

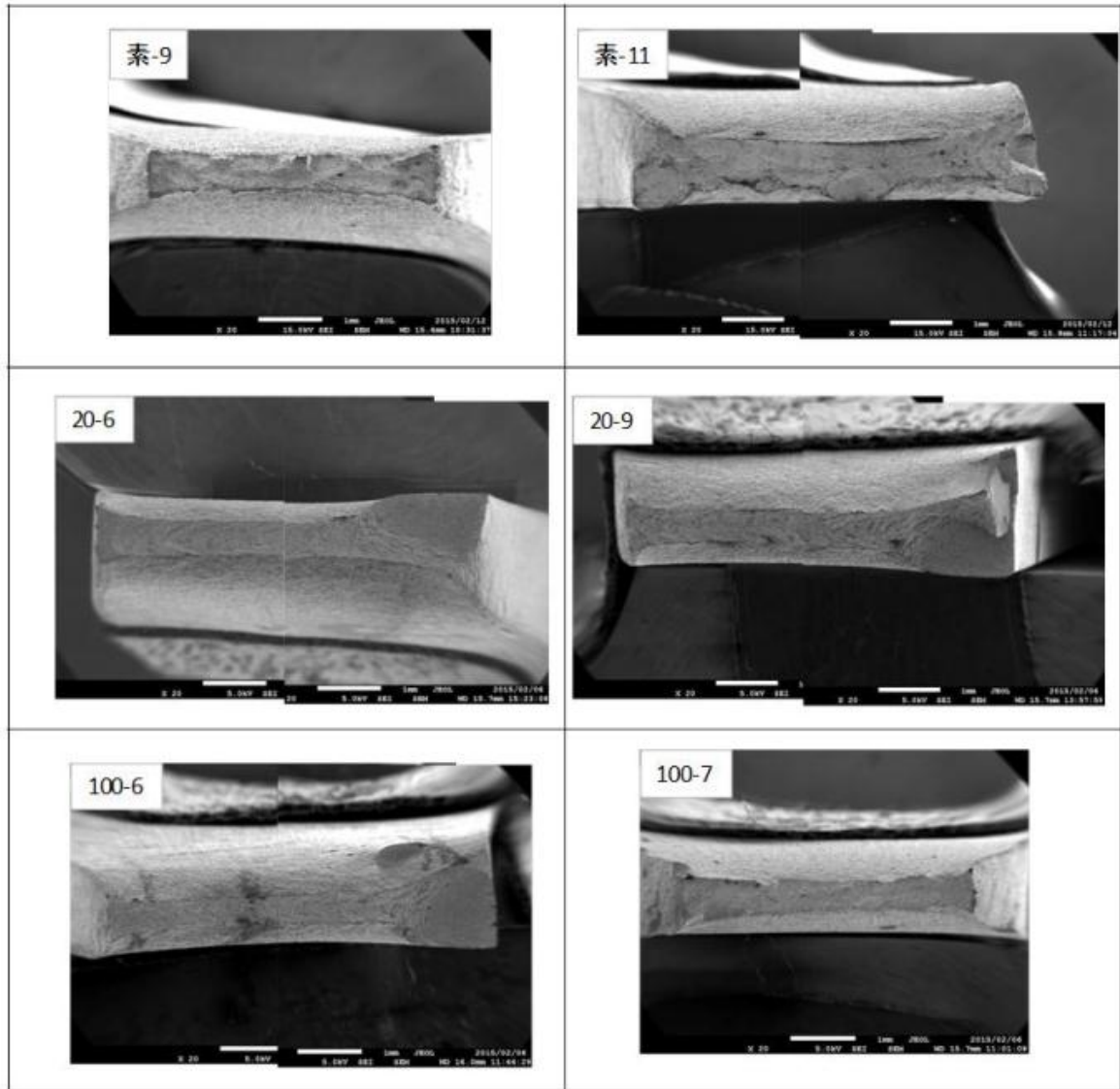


写真3.3.2 疲労試験後の破面観察結果

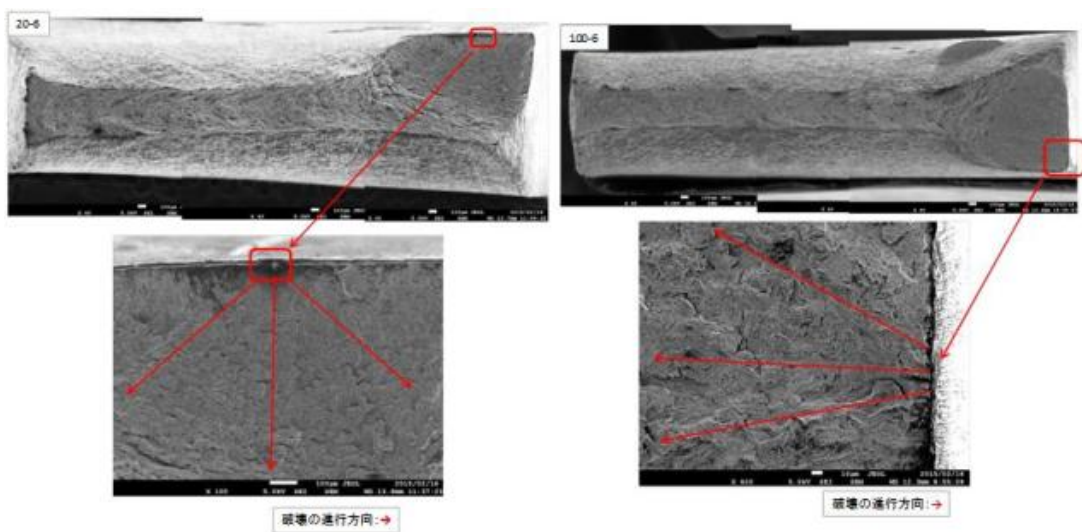


写真3.3.3 疲労破面が明瞭に確認できた試験片

4. 電炉汎用ハイテン鋼の特性評価

今回の調査では、自動車向けプレス部品の生産性評価を行うため、Cu水準を変えた370MPa鋼(以下Cu変化材)を実機にて試作した。本章では、電炉鋼での370MPa鋼創製の概要及び、Cu変化材の基本的な材料特性の調査結果を報告する。

4.1 電炉 370MPa 鋼創製の考え方

電炉370MPa鋼の試作は、通常操業において規格平均値の狙いをTS390MPaにすることを念頭にして造り込みを行った。その基本的な考え方は、次の通りである。

低炭素、且つ、ほぼフェライト単相とする。

(特性のバラツキ低減 圧延条件変動に対する安定性の確保、高い穴広げ性の確保)

トランプエレメントを含む固溶強化機構を活用する。

(低炭素化、パーライト生成の抑制)

老廃スクラップを主原料とする電炉鋼は、トランプエレメントといわれるCu、Ni、Crなど固溶強化に寄与する合金元素を含んでいる。本調査に用いた電炉370MPa鋼のCu0.30%鋼と比較用の現行高炉材の化学成分の場合でトランプエレメントの固溶強化への寄与を試算¹⁾すると、電炉370MPa鋼は60.9MPa、現行高炉材は22.5MPaとなり、その差は38.4MPaである。

1) 「鉄と鋼 2005,Vol91,No.11,P790 転位強化した鋼の降伏強度に及ぼす固溶Cuの影響」Junaidi SYARIF・中島孝一・土山聡宏・高木節雄、金属便覧,昭和53年第4刷,日本金属学会,丸善,p757から各元素の係数を仮定した。

また、電炉370MPa鋼、現行高炉材共に固溶強化への寄与はCuが最も大きく、電炉370MPa鋼では固溶強化への寄与の50%がCuによるものとなる。(図4.1.1)

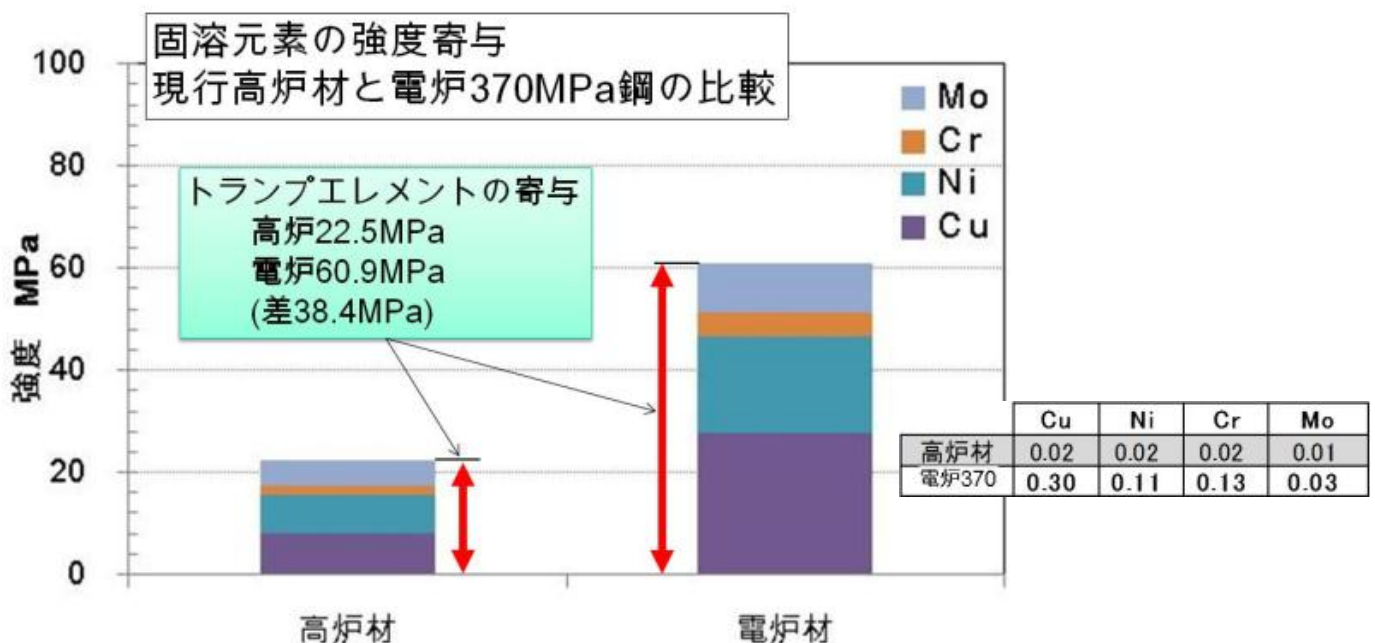


図4.1.1 トランプエレメントの固溶強化への寄与の試算

従って、Cuに代表されるトランプ元素を固溶強化のための合金元素と考え、Cの固溶強化や析出強化の代わりに有効活用すれば低炭化を図ることが可能であり、ほぼフェライト単相の組織の電炉370MP鋼の造り込みをする上で有効である。

いいかえれば、老廃スラップから製造する電炉370MPa鋼は、トランプ元素を有効に活用することでフェライト組織を安価で容易に造ることができる。さらに、トランプ元素活用のフェライト組織とすることで、パーライト析出の圧延温度条件による変化の影響による特性のバラツキや、パーライトを破壊起点とする加工性の低下を回避し、操業条件の変動に対する感度が低くなることにより製品アズロール方向や幅方向で安定してバラツキの少ない特性を得ることや、穴広げ性の向上を図ることが可能であるといえる。

以上の考え方を元に成分設計を行い、更に圧延温度もフェライト領域の通過時間を長く取り、パーライト域の通過時間を短くして、所定のフェライト組織を得る冷却パターンを設定した。図4.1.2に、そのイメージを示す。

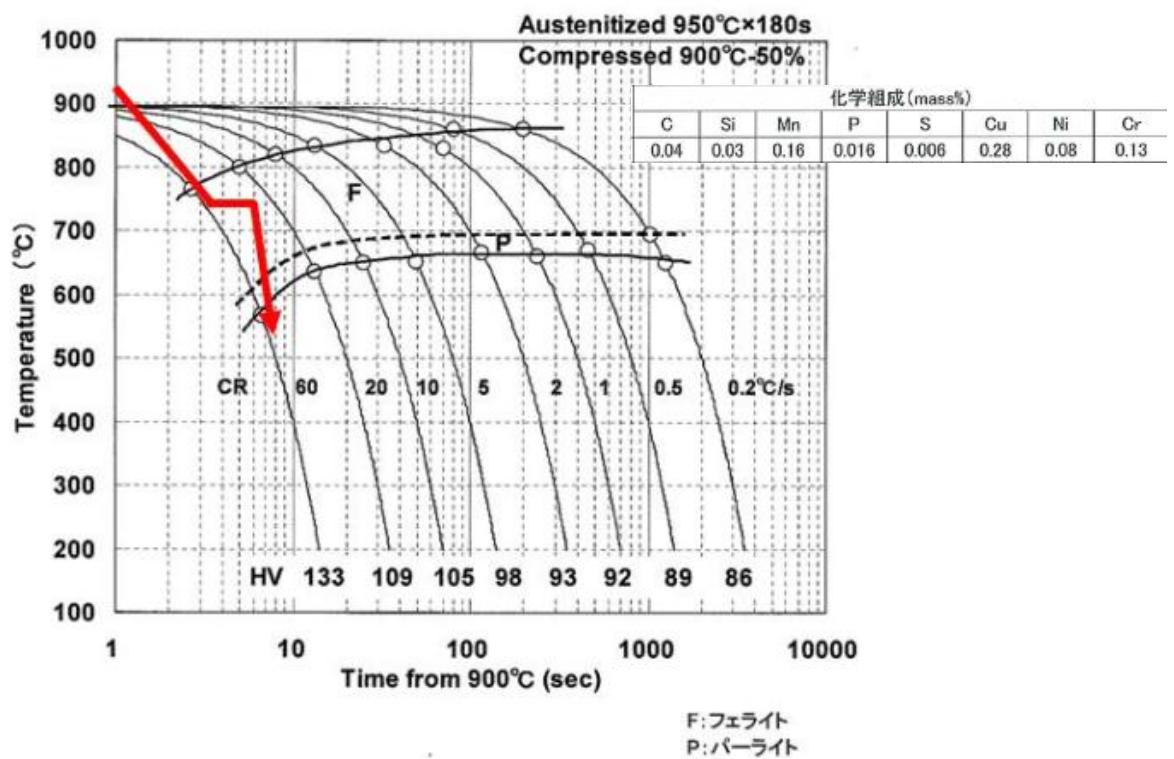


図4.1.2 圧延温度設定の概念図

このようにして試作した電炉370MPa鋼の引張強さ (TS)、伸び (EL)、穴広げ率 (HEL) と巻取温度の関係を図4.1.3に示す。約490～560 のコイル巻取温度の変動に対して、TSの変動は10MPa以下、ELの変動は2%以下、HELの変動は30%以下となり、いずれの特性も非常に安定した電炉370MPa鋼を試作することができた。量産製造においても、特性の極めて安定した、バラツキの小さい製品を製造できる。

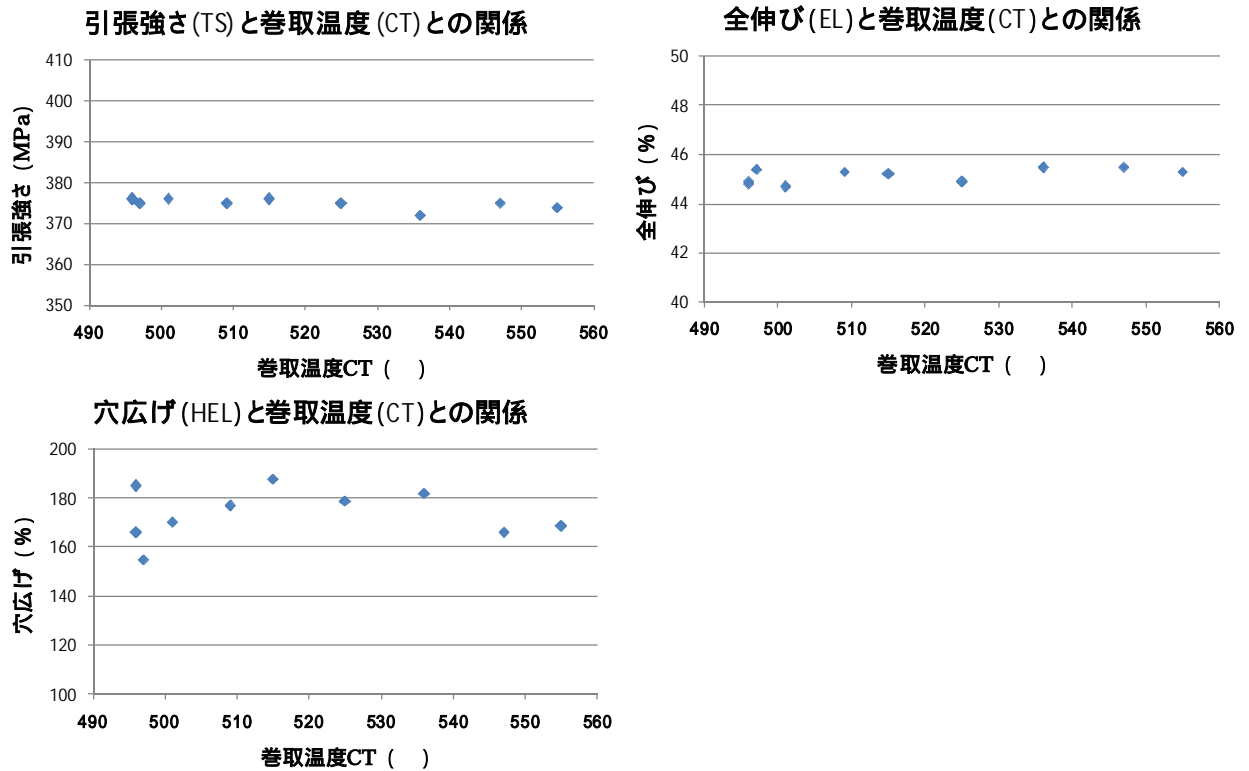


図4.1.3 試作370MPa鋼の引張強さ、全伸び、穴広げ率と巻取温度の関係

JSH370Wの規格範囲に対して、試作した電炉370MPa鋼がどの位置にあるかを、引張強さ (TS) - 伸び (EL) バランス図4.1.4、降伏点 (YP/YS) - 伸び (EL) バランス図4.1.5に示す。図中の赤枠がJSH370Wの規格範囲を表している。

電炉370MPa鋼は、JSH370MPaの規格範囲に対しても、安定した特性を得られている。

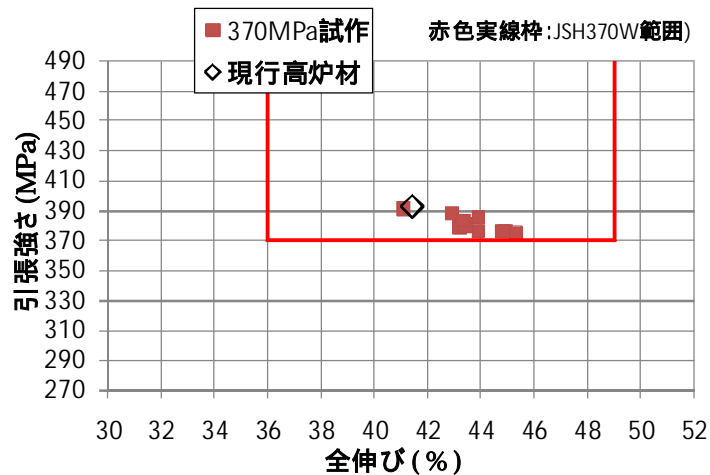


図4.1.4 JSH370Wの規格範囲と試作370MPa鋼の引張強さ - 伸びバランス

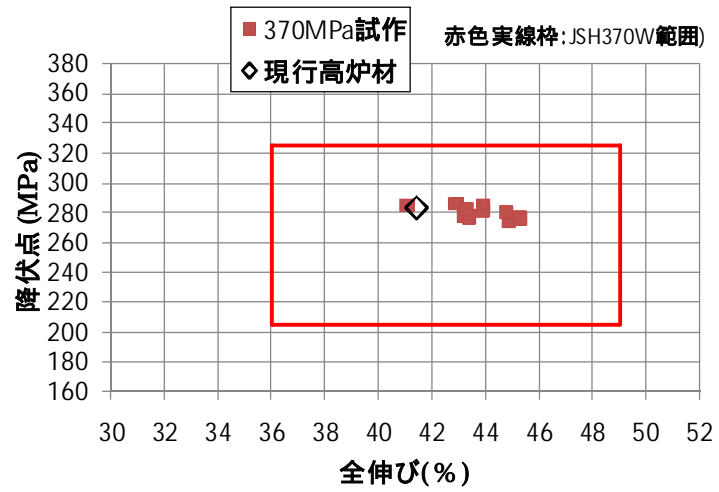


図4.1.5 JSH370Wの規格範囲と試作370MPa鋼の降伏点 - 伸びバランス

4.2 Cu 変化材の特性調査

4.2.1 供試材

実機試作した3水準のCu変化材及び、比較用に用いた現行高炉材の成分を表4.2.1に示す。

表4.2.1 Cu変化材及び現行高炉材の化学成分

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
Cu30	0.04	0.02	0.27	0.018	0.003	0.30	0.11	0.13	0.03
Cu26	0.06	0.02	0.28	0.017	0.001	0.26	0.08	0.13	0.03
Cu20	0.06	0.02	0.34	0.015	0.001	0.21	0.07	0.10	0.02
高炉材	0.09	0.02	0.34	0.012	0.005	0.02	0.02	0.02	0.01

	V	Nb	Ti	Al	Sn	Pb	B	Ca	N(ppm)
Cu30	0.002	0.001	0.002	0.021	0.018	0.000	0.000	0.001	54
Cu26	0.001	0.000	0.001	0.025	0.017	0.001	0.000	0.002	36
Cu20	0.000	0.000	0.001	0.020	0.019	0.001	0.000	0.001	35
高炉材	0.000	0.001	0.001	0.041	0.001	0.001	0	0.001	26

Cu変化材の3水準は、将来の電炉自動車用鋼板用のCu規格値の検討資料としての活用を考慮し、図4.2.6のCu-Ni散布図に示す弊社製造実績の上限値と中央値と下限値に相当する成分（Cu0.30%、Cu0.26%、Cu0.21%）を選択して試作製造を行った。

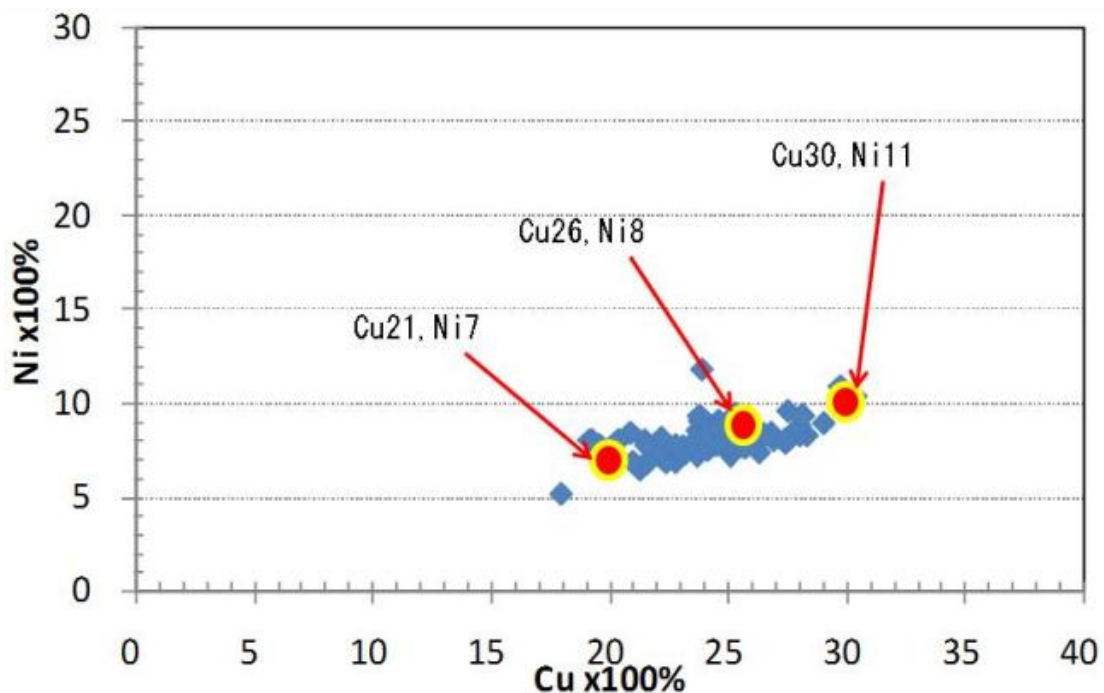


図4.2.6 弊社材のCuとNi実績値と、試作したCu変化材のCu値とNi値

4.2.2 機械的性質及び成形性

Cu変化材及び現行高炉材の機械的性質及び成形性を表4.2.2に示す。

表4.2.2 Cu変化材及び現行高炉材の機械的性質及び成形性

	強度						成形性			曲げ	
	YP/YS	TS	YR	EL	UEL	N値	HEL	LDH	LDR	採取方向	評価
	(N/mm ²)	(N/mm ²)	(%)	(%)	(%)		(%)	IE(mm)			
Cu30	285	391	72.9	41.1	19.2	0.171	144	18.9	2.1	L,C	G
Cu26	270	392	68.9	44.2	21.0	0.189	122	19.3	2.1	L,C	G
Cu21	271	391	69.3	44.7	20.6	0.189	126	19.3	2.1	L,C	G
高炉材	283	393	72.0	41.4	19.2	0.166	85	19.4	2.1	L,C	G

評価G：Good

(1) 降伏点

Cu変化材の降伏点（YP/YS）を図4.2.7に示す。

Cu変化材のYP/YSは、Cu0.30%は285MPa、Cu0.26%は270MPa、Cu0.21%は271MPaとなった。YP/YSに対するCuの影響は少ないと考えられる。

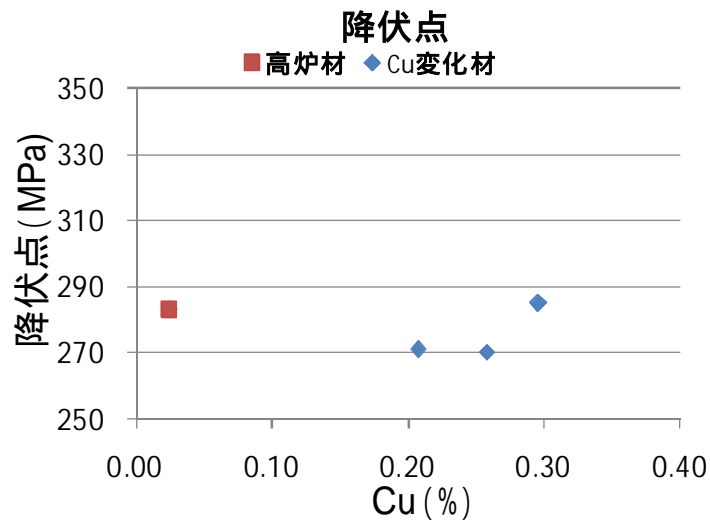


図4.2.7 Cu含有量と降伏点の関係

(2) 引張強さ

Cu変化材の引張強さ（TS）を図4.2.8に示す。

Cu変化材のTSはいずれも約390MPaとなった。TSに対するCuの影響は少ないと考えられる。

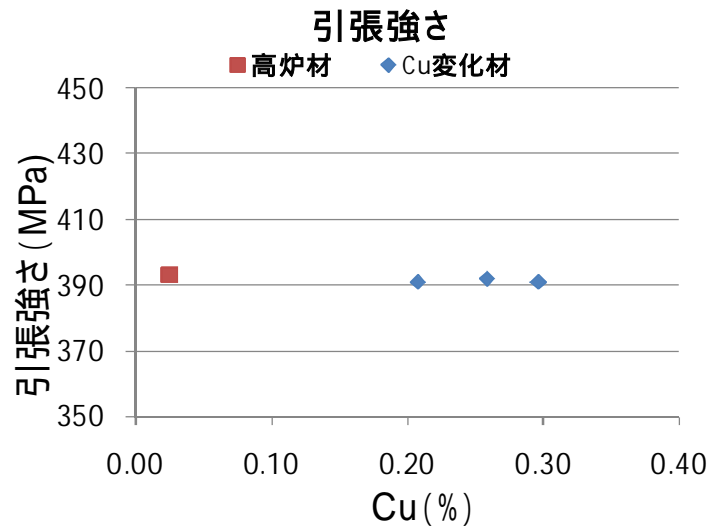


図4.2.8 Cu含有量と引張強さの関係

(3) 伸び

Cu変化材の伸び（EL）を図4.2.9に示す。

Cu変化材のELは、Cu0.30%は41%、Cu0.26%は44%、Cu0.21%は45%となった。ELに対するCuの影響は少ないと考えられる。

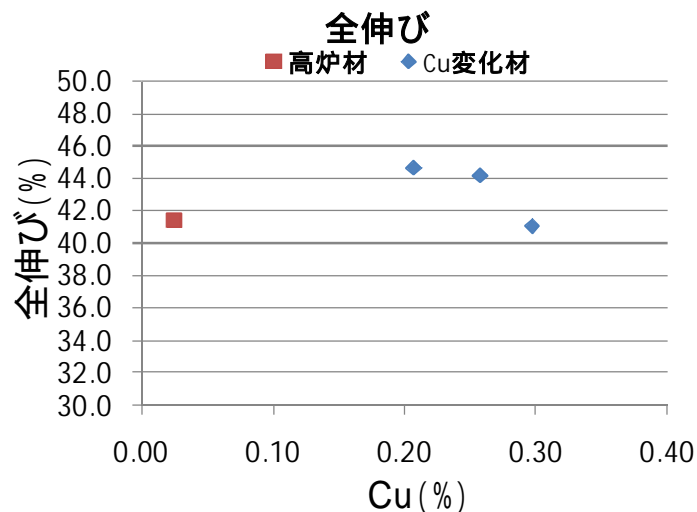


図4.2.9 Cu含有量と全伸びの関係

(4) 穴広げ率

Cu変化材の穴広げ試験結果を図4.2.10に示す

Cu変化材の穴広げ率（HEL）は122～144%となり、現行高炉材85%に比べ高い値となった。また、Cuが多いことにより穴広げ性が悪くなるわけではないことが判った。

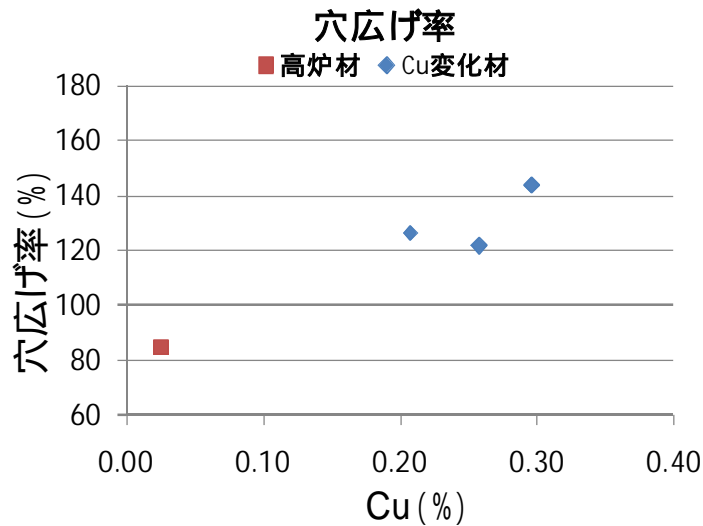


図4.2.10 Cu含有量と穴広げ率の関係

(5) 張出し高さ

Cu変化材のエリクセン試験結果を図4.2.11に示す。

Cu変化材の張出し高さ（LDH）は18.9～19.3mmとなった。また、LDHに対するCuの影響は少ないと考えられる。

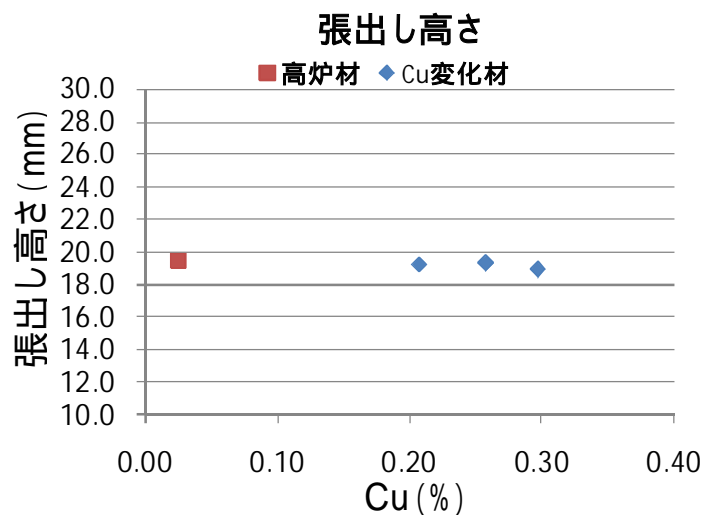


図4.2.11 Cu含有量と張出し高さの関係

(6) 限界絞り比

Cu変化材の深絞り試験結果を図4.2.12に示す。

Cu変化材の限界絞り比（LDR）は2.1となり、Cu値の変化による影響は無かった。

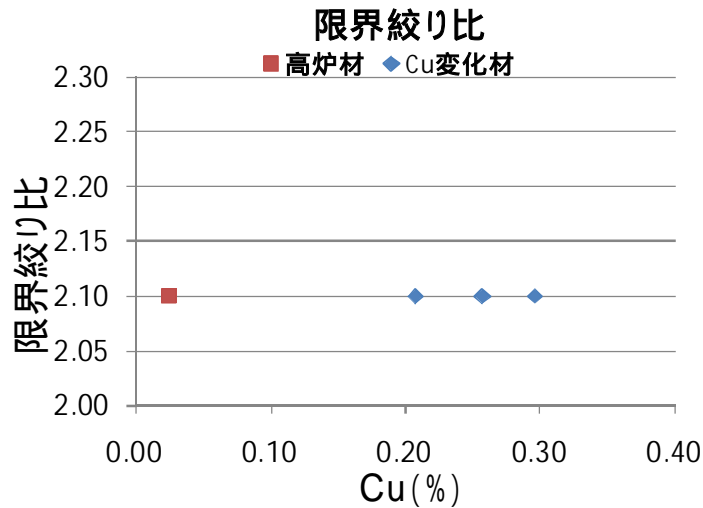


図4.2.12 Cu含有量と限界絞り比の関係

(7) まとめ

以上の結果から、量産製造のCu範囲（0.21～0.30%）の変化が機械的性質及び成形性に及ぼす影響は小さいことが判った。

また、トランプエレメントを活用したフェライト主体の組織とすることで、穴広げ性は現行高炉材よりむしろ電炉370MPa鋼が良くなることが判った。

4.2.3 金属組織

写真4.2.1に、Cu変化材及び高炉材の金属組織写真を示す。

いずれの試料も、パーライトの少ないフェライト主体の組織である。Cuの量の違いの影響による組織の明確な差異は認められない。

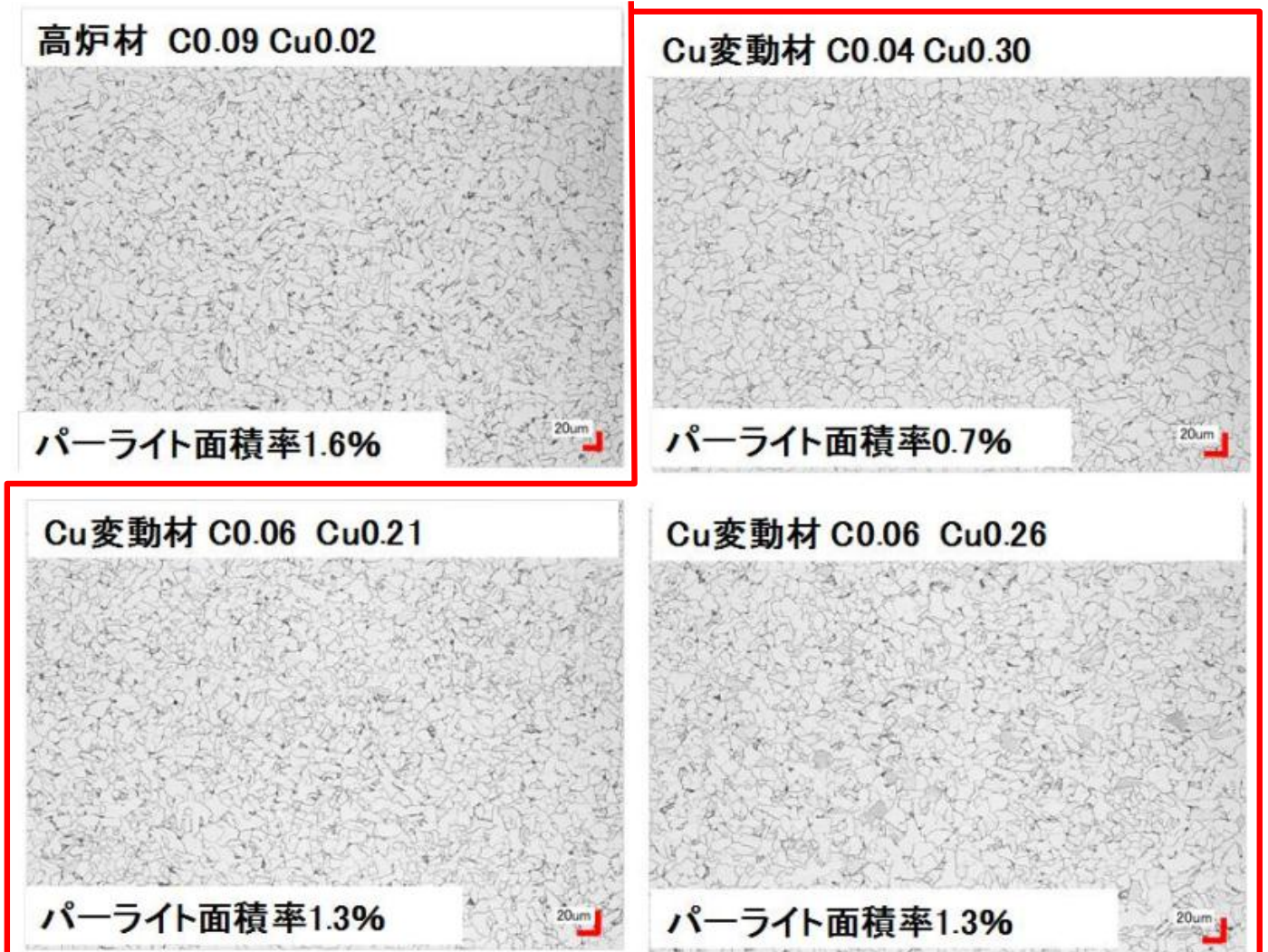


写真4.2.1 Cu変化材と高炉材の組織観察結果

4.2.4 耐食性

電炉鋼はCuを含むため、Cu自体の影響やCu脆化による表層のあれが塗装の化成処理性、耐食性に悪影響を及ぼす懸念が指摘されている。また、Siは化成処理性に悪影響を与えるといわれている。

Cu, Siの影響を確認するため、Cu変化材と前章のSi添加鋼（Si0.5%、Si1.0%）を試料として、耐食性試験（化成処理と電着塗装後の温塩水浸漬試験（SDT））を実施した。

写真4.2.2に、化成処理後のリン酸亜鉛被膜の生成状態の例（Cu0.30%、Si0.50%、Si1.0%、現行高炉材のもの）を示す。

リン酸亜鉛結晶は、現行高炉材が柱状に近く、Si添加鋼が現行高炉材よりやや偏平となり、Cu0.30%鋼が最も偏平であった。また、いずれの試料もスケ（地鉄の露出）のような部分が認められた。しかし、次に示すSDTの結果のとおり、化成処理皮膜の良否の判断となる塗装後の耐食性は良かった。スケのように見えるから耐食性はだめではなく、化成処理皮膜の外観について精度の高い確認方法を検討する必要がある。

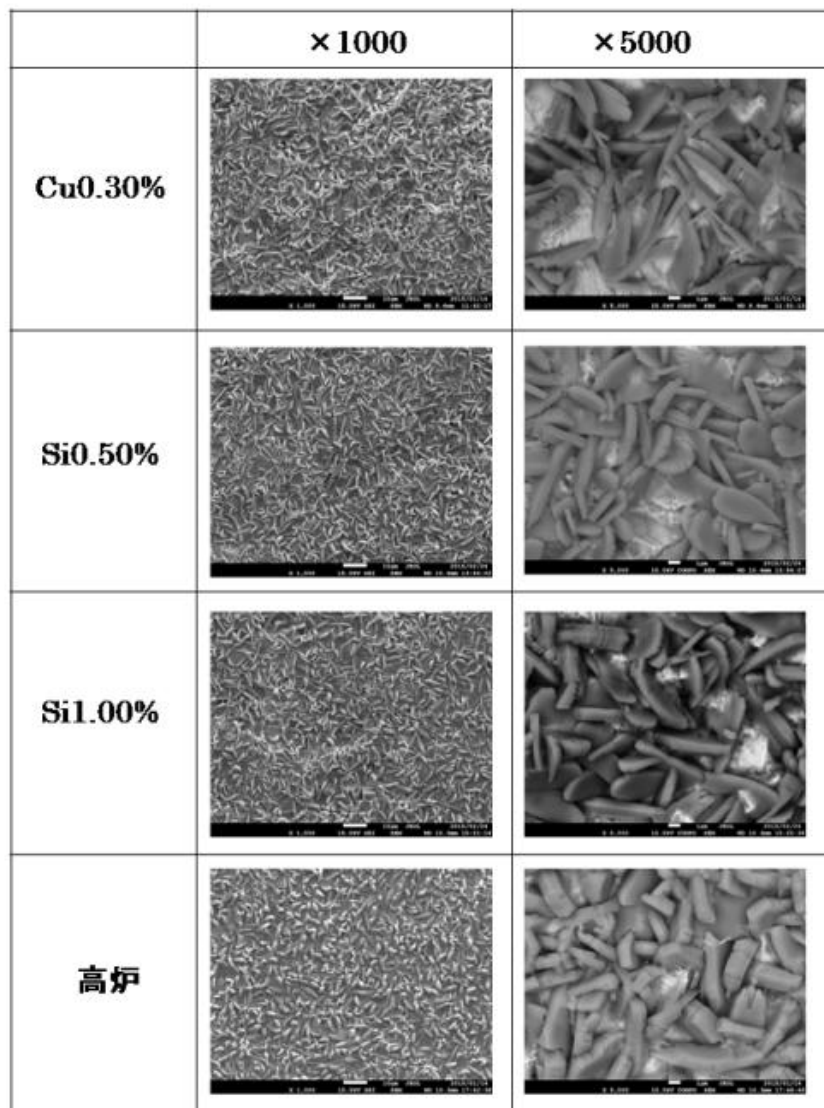


写真4.2.2 化成処理リン酸亜鉛被膜の付着状態

図4.2.13、写真4.2.3に、Cu変化材、Si添加鋼 (Si0.50%、Si1.0%)、現行高炉材の電着塗装のSDTの結果を示す。

本試験の化成処理電着塗装では、Cu変化材、Si添加鋼いずれもSDT後のクロスカット剥離幅が2mm以下となり、耐食性の低下は生じないことが判った。

クロスカット剥離幅は、Cu,Siの最も少ない現行高炉材が最も大きく、次にCu変化材、Si添加鋼の順に小さくなった。

剥離幅に及ぼすCuの影響は小さく、Siは0.5%より1.0%の剥離幅が小さかった。

リン酸亜鉛結晶の形態はCu変化材、Si添加鋼、現行高炉材に差異があった。これと耐食性の結果の関係は明らかでない。なぜこのような結果になったのか、表面の性状あるいはCu,Siと皮膜形成の関係について、今後さらに鋼板表面の詳細な調査が必要と考える。

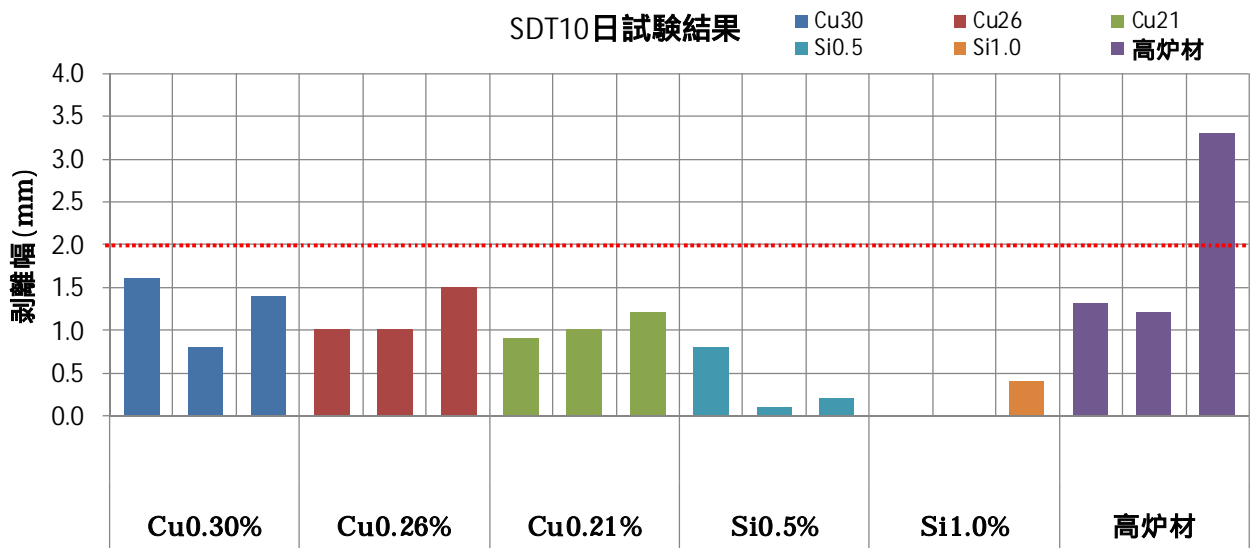


図4.2.13 SDT (温塩水浸漬試験) 後のクロスカット剥離幅

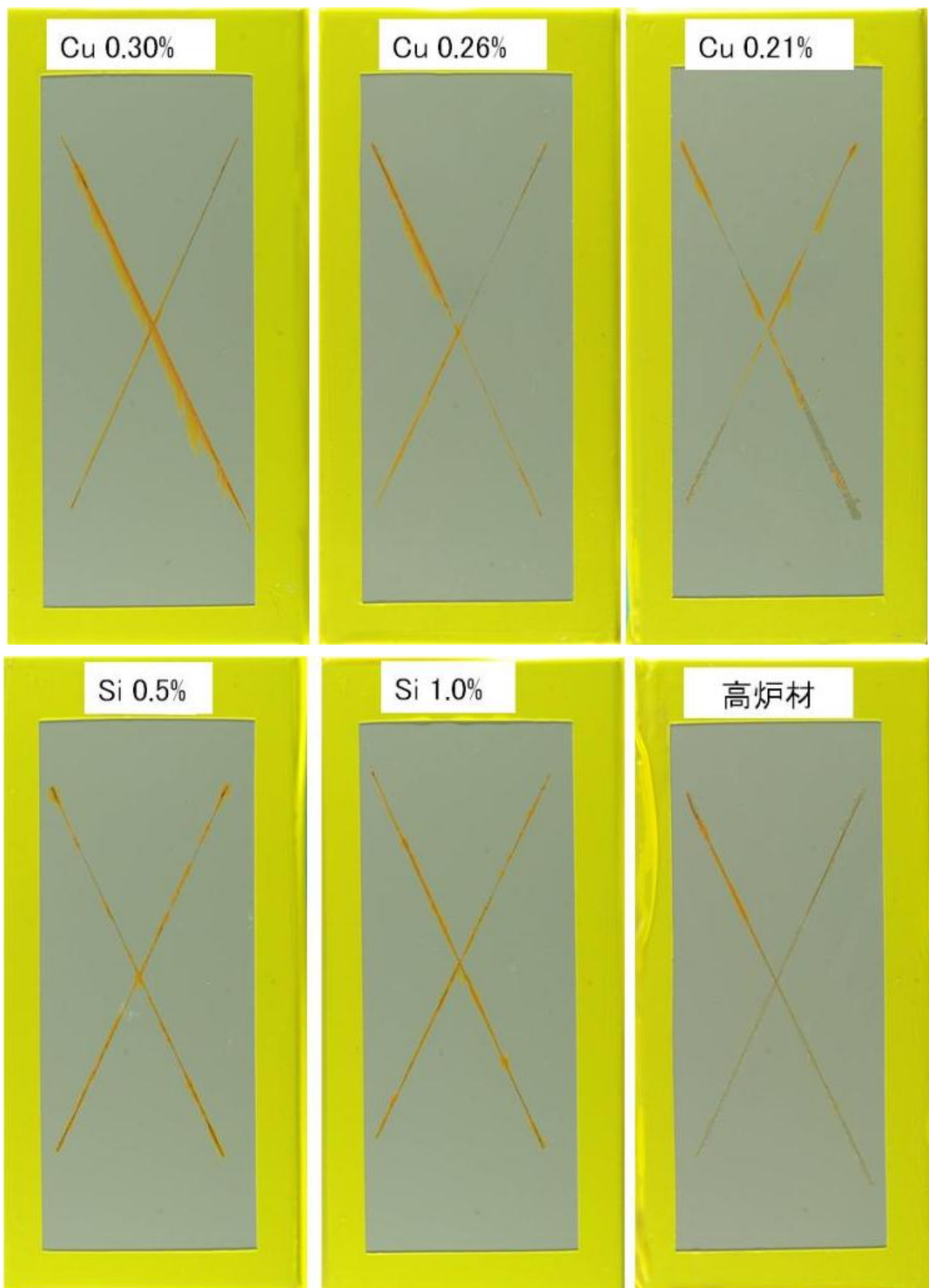


写真4.2.3 SDT (温塩水浸漬試験) 後のクロスカット外観

4.2.5 加工硬化

Cu変化材の加工硬化特性を確認するため、深絞り試験を行った試験片の片R部のビッカース硬度を測定した。図4.2.14に硬度の測定箇所と測定ピッチを、図4.2.15に硬度測定結果を示す。

Cu0.30%の鋼は、表から0.05～0.11mmにHV20の硬化が認められた。Cu0.26%、Cu0.21%、現行高炉材には、そのような硬化が認められなかった。表面硬化の挙動の差異は、Cuが多いために生じた現象であるかどうか、今後、表層の調査が必要である。

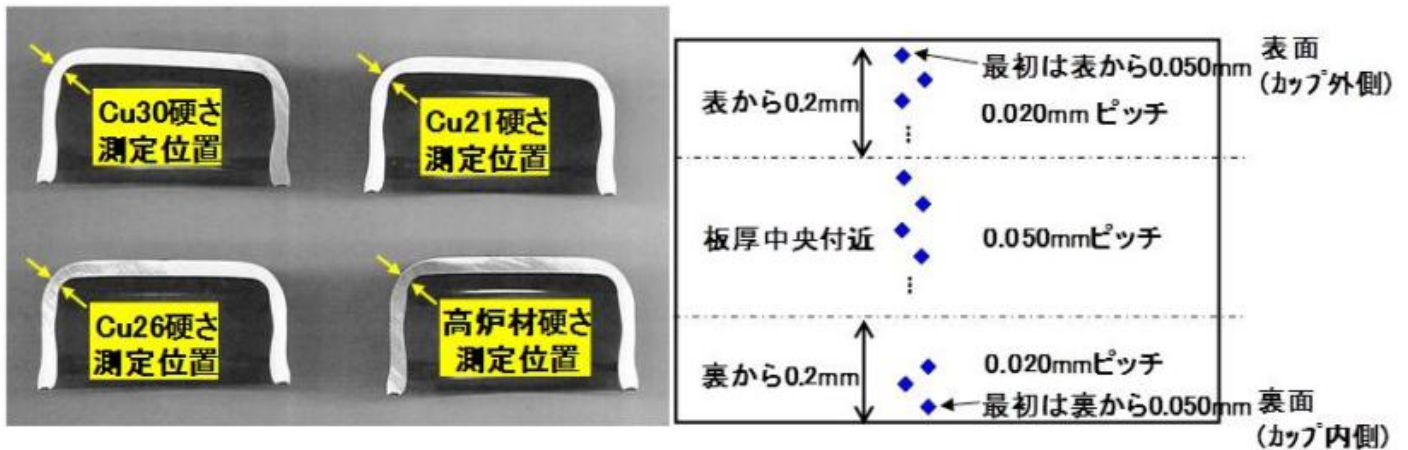


図4.2.14 硬度の測定箇所と測定ピッチの模式図

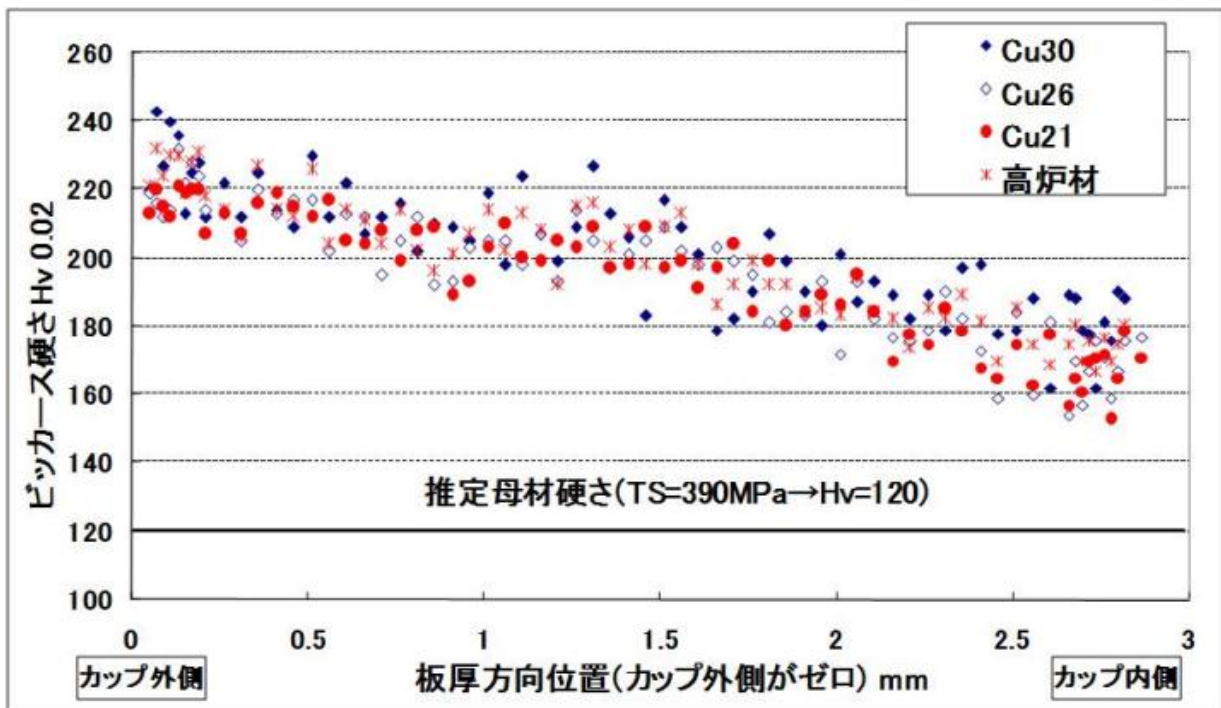


図4.2.15 硬度測定結果

5. 自動車部品生産性評価

自動車向けプレス部品（以下、自動車部品）への電炉材の適用に向け、部品の生産性評価を実施した。

5.1 自動車部品適用に向けた材料課題

自動車部品へ電炉材を適用するにあたり、電炉材特有のスクラップ由来元素（Cu、Ni、Cr、Mo等以下、トランプエレメント）が及ぼす、部品生産性、強度性能への影響を検討し、評価項目を決定した。（表 5.1）

なお、評価部品には、ブランキング後、張出し、深絞り成形を実施する成形難易度が高い部品を選定し、供試材には現在使用している高炉材を比較材として用いた。

表5.1 トランプエレメント起因の懸念事項

生産工程	トランプエレメントにより 特性の変化が懸念される項目		評価項目	
	材料	部品	Test Piece	部品
プレス成形	固溶強化量大 （降伏点大）	寸法形状 金型寿命悪化	各種プレス成形性評価試験 （引張試験、円筒深絞り試験、穴広げ試験）	寸法測定 メタルフロー
	加工硬化量 大 or 小	隣接部品の摩耗発生 静的・疲労強度の低下	加工硬化特性	内部硬さ
潤滑皮膜 処理	皮膜強度の低下 皮膜厚さ不足	寸法形状 金型との焼付き発生	化成皮膜の観察 潤滑皮膜厚さ測定	寸法測定

5.2 Test Piece 評価

5.2.1 プレス成形性

(1) 各種プレス成形性試験

前章で報告済みのため本章では割愛する。

(2) 加工硬化特性

(a) 試験方法

図5.1に示すJIS Z2241に準じた5号引張試験片を用い試験を実施した。ストレインゲージにより引張歪み（以下、 ε ）を測定し、所定の ε 到達後、試験を中止する。

次に試験片の平行部板厚中心の硬さ（内部硬さ）を測定し、 ε 付与による硬さの増加量を加工硬化量とした。

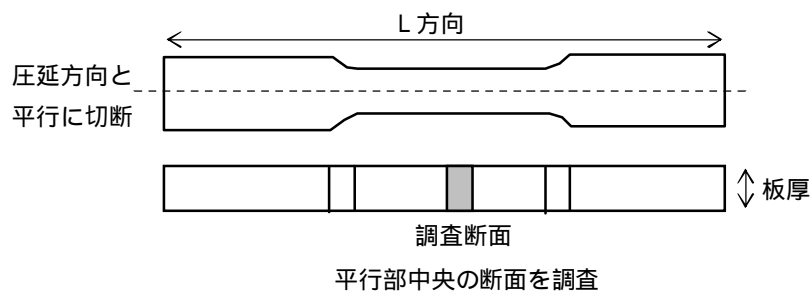


図5.1 加工硬化量（硬さ） 調査位置

(b) 試験結果

電炉材は、n 値、加工硬化量ともに高炉材に比べ高めの傾向にある。（表5.2、図5.2）これは、トランプ元素の影響ではなく、熱間圧延条件を制御しフェライト+ベイナイトの混合組織を生成させたため、加工硬化しやすくなったと考える。

表5.2 加工硬化特性

		C%	Cu%	Cr%	Ni%	YP MPa	TS MPa	El %	n 値	内部硬さ (HV)			
										$\varepsilon 0$	$\varepsilon 0.05$	$\varepsilon 0.1$	$\varepsilon 0.2$
高炉材		0.09	0.02	0.02	0.02	278	391	41.4	0.166	120	137	151	162
電炉材	B1	0.04	0.30	0.13	0.11	285	391	41.1	0.171	126	150	160	172
	B2	0.06	0.26	0.10	0.08	270	392	44.2	0.189	121	146	163	171
	B3	0.06	0.21	0.02	0.07	271	391	44.7	0.189	121	148	154	172

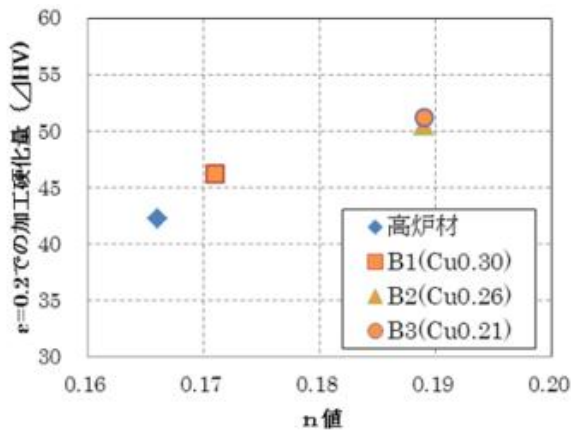


図5.2 n 値とε=0.2での加工硬化量
 $\Delta HV = (\epsilon 0.2 - \epsilon 0)$

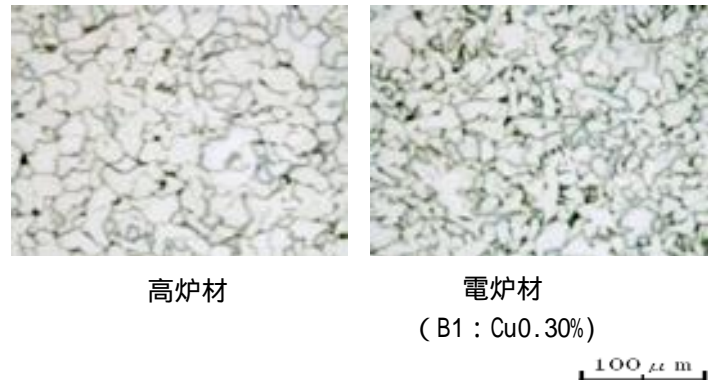


図5.3 素材断面組織 (ε = 0)

5.2.2 潤滑皮膜処理性

プレス成形時に鋼板に施す潤滑皮膜処理へのトランプ元素の影響を調査した。

(1) 試験方法

150 (L方向) × 70 (幅) × 3.8 (板厚) mm の平板試験片に、化成処理のみを施した試験片と、化成処理後に潤滑皮膜処理まで施したものを作成し供試した。

化成処理のみを施した試験片は、表面を走査型電子顕微鏡 (SEM) により観察し、生成した化成皮膜の結晶粒径を測定した。

潤滑皮膜処理まで施した試験片は、グロー放電発光分光分析器 (GDS) により試験片表面を Ar スパッタリングしながら、化成皮膜の主成分であるリン量を測定した。なお、今回はリン量が鋼板のリン量になるまでの Ar スパッタリング時間を潤滑皮膜厚さの代用値として用いた。

(2) 試験結果

トランプ元素量によらず高炉材と同等の結晶粒径の化成皮膜が生成されており (図5.4)、かつ同等の潤滑皮膜厚さとなっている。(図5.5)

以上のことから、潤滑皮膜形成に及ぼすトランプ元素の影響は小さいと考える。

	高炉材	電炉材 (Cu0.30)	電炉材 (Cu0.26)	電炉材 (Cu0.21)
粒径	20μm	20μm	20μm	20μm

図5.4 化成皮膜SEM像

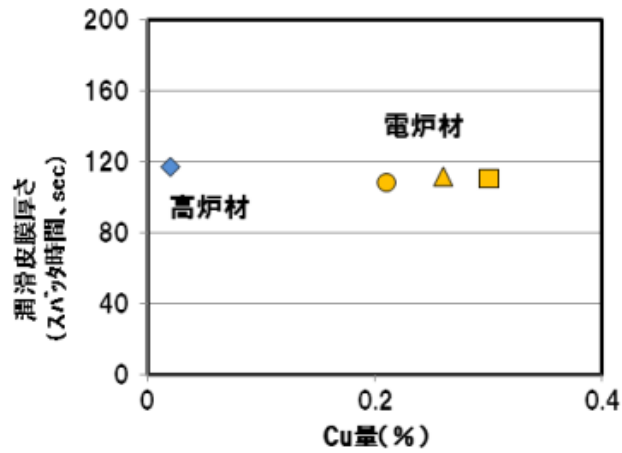


図5.5 Cu量と潤滑皮膜厚さ

5.3 部品評価

今回の評価では、電炉材 (B1: Cu0.30%) を部品に成形した。

その結果、部品への成形は可能であり、トランプエレメントの影響は認められなかった。

5.4 まとめ

電炉材の自動車部品への適用に向け、生産性を評価した。

5.4.1 試験結果

表 5.3 に今回の試験結果を示す。

表 5.3 試験結果

工程	評価特性	評価結果 (*1)	
		Test Piece	部品
プレス成形	成形性	<ul style="list-style-type: none"> • TS, YP, El: 同等 • LDR: 同等 • LDH: 同等 • λ 値: 同等 	<ul style="list-style-type: none"> • 寸法: 同等
	加工硬化特性	<ul style="list-style-type: none"> • n 値: 高 • 加工硬化量: 大 	
潤滑皮膜処理	皮膜厚さ・強度	<ul style="list-style-type: none"> • 皮膜厚さ: 同等 	<ul style="list-style-type: none"> • 金型焼付きなし

*1 高炉材に対する結果

5.4.2 今後の課題

部品単体、および車両としての各種強度、耐久性を評価し、部品としての成立性を確認する必要がある。

6. 自動車鋼材への電炉鋼適用に関する環境負荷評価

6.1 緒言

6.1.1 自動車リサイクルの現状

現在、日本国内では年間約 1,000 万台の自動車が製造されており¹⁾、自動車は私達の生活に必要な不可欠なものになっている。また、経済活動を終えた自動車は廃自動車 (ELV; End of Life Vehicle) として年間約 500 万台発生しており²⁾、自動車のリサイクルが注目を集めている。自動車破碎残さ (エアバック類、タイヤ、フロン等を除く) に関しては 90% 以上のリサイクル率が達成されている³⁾。しかしながら、この高いリサイクル率は自動車破碎残さを構造材などの低級品にリサイクルすることによって達成されている。そのため、新たに自動車用部品を製造する際に天然資源の投入が余儀なくされている。より少ない天然資源の投入で多くの価値を生み出すことが重要であるという考え方の資源効率を向上させるためには、ELV 由来のスクラップを自動車用部品にリサイクルする閉じたりサイクルが必要であると考えられる。

図 6.1.1 に平均的自動車の主要材料の構成比推移を示す⁴⁾。年々鉄鋼材の割合は減少して来ているが、自動車部品の大半に鉄鋼材が用いられていることがわかる。

そのため、ELV 由来の鉄スクラップのリサイクルは自動車のリサイクルを考える上で切り離せない存在となっている。

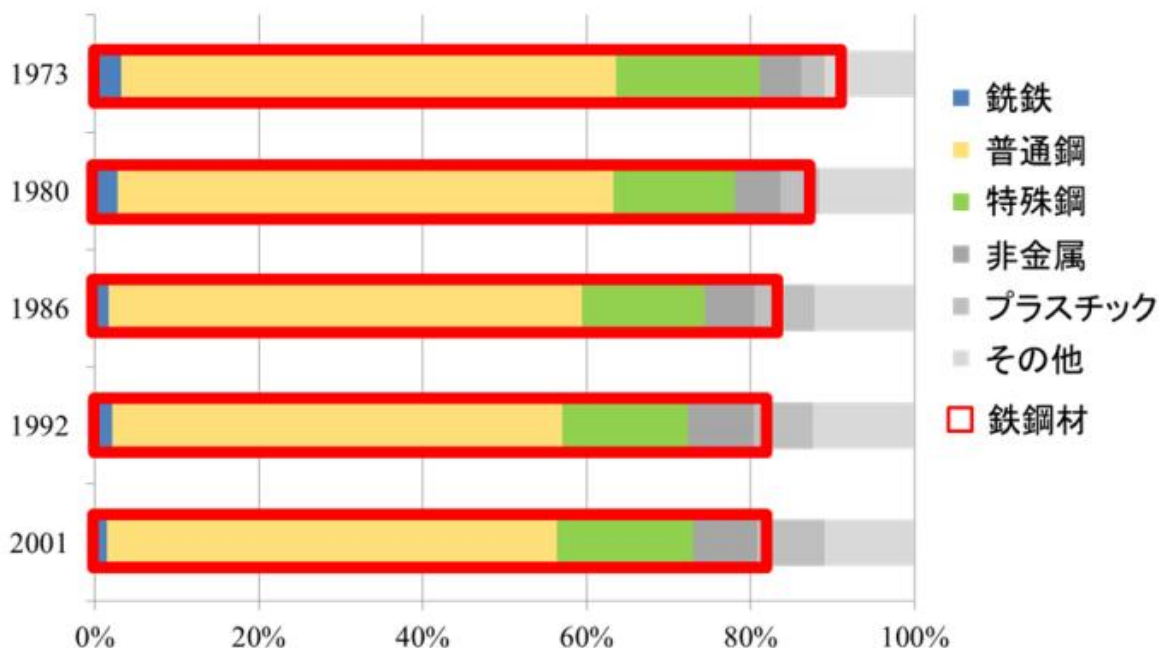


図 6.1.1 平均的乗用車の主要材料の構成比変化

6.1.2 日本の鉄鋼業

鉄鋼材は世界において粗鋼ベースで年間約 16 億 t (2013 年)、国内においても年間約 1 億 1 千万 t (2013 年) 生産されており⁵⁾、私達の生活の社会基盤となっている。鉄鋼材の製造法には主に、高炉において鉄鉱石とコークスから生産された鉄鉄を主原料とする転炉法と、鉄スクラップを主原料として鉄のリサイクルを行う電気炉法がある。転炉法では前プロセスである高炉におい

て、コークスを用いた鉄鉱石還元の際に多くの CO₂ が排出される。一方、電気炉法では炭素熱還元プロセスではないため電力由来の CO₂ 排出が主である。それゆえ製鋼に関してだけ言えば、電気炉法では CO₂ 排出量が転炉法の 1/4 になると言われている⁶⁾。

また、電気炉法の主原料である鉄スクラップに付随してきた導線などからの銅の混入により、いままで電気炉鋼の薄板化は実現されていなかった。そのため、電気炉鋼を自動車用鋼材に適用するに至らなかった。現在、自動車用鋼材には転炉鋼が用いられているため、電気炉鋼の薄板化が実現し自動車用鋼材に適用された場合、自動車製造における CO₂ 排出量が削減されることが考えられる。

6.1.3 電気炉鋼の薄板化

電気炉法では廃棄物である鉄スクラップを主原料とする以上、鉄以外の物質の混入の可能性が常に考えられる。銅に関して言えば、廃棄物から鉄スクラップを回収する際にきちんとした分別が行われずに、鉄スクラップに導線が付随したまま回収されることがある。その結果、導線が付随した鉄スクラップがそのまま電気炉に投入されることで銅が混入すると考えられる。

図 6.1.2 に熱間脆性による鉄鋼材の割れ概念図を示す⁷⁾。銅が混入した鉄鋼材が熱間圧延のために加熱された場合、鉄が選択酸化するため銅は酸化層と地鉄の界面で濃化する。1150℃ 付近では濃化層である銅は液相となるため、鉄の結晶粒界に侵入し粒界析出を起こす。その結果、表面上で割れが生じてしまう。このため、電気炉鋼の薄板化は実現されてこなかった。

新プロセスとしてニッケルを添加することを考える。図 6.1.3 に Cu - Ni の状態図を示す。適量の Ni を添加することで、1150℃ 付近で Cu-Ni 合金が生成されることがわかる(図 6.1.4)。そのため、銅の粒界析出による割れを防ぐことが可能である。そして、表面上の酸化層を削り取ることによって薄板の製造が可能になる。

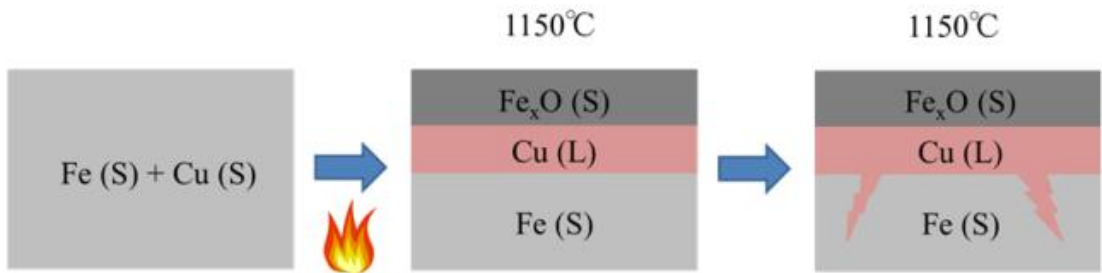


図 6.1.2 赤熱脆性による鉄の割れ

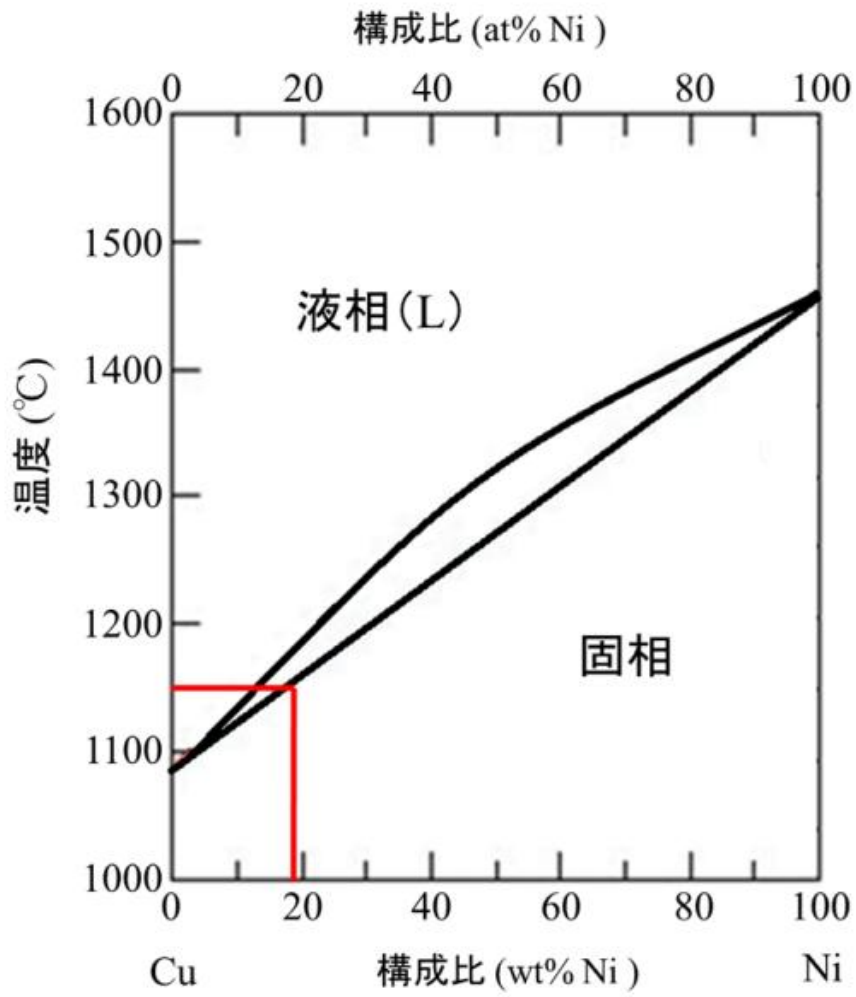


図 6.1.3 Cu - Ni 合金の状態図

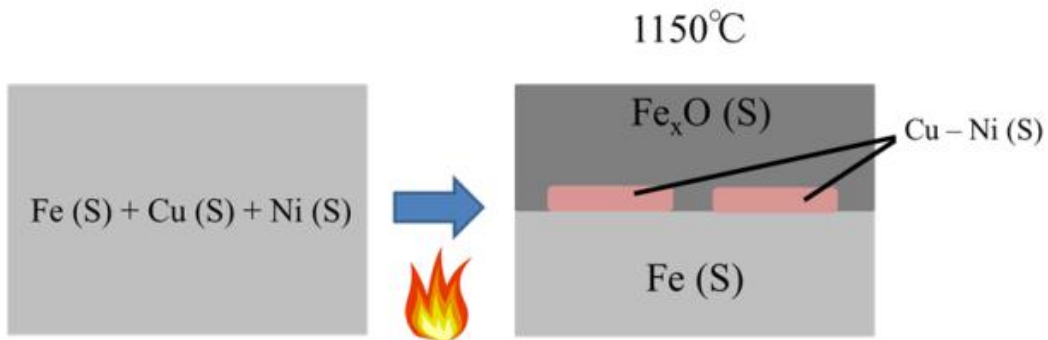


図 6.1.4 電気炉鋼薄板化に向けた新プロセス

6.1.4 研究目的

本研究では、自動車鋼材に電気炉鋼を適用した際の CO₂ 排出量について検討した。また、仮に国内で自動車鋼材用の電気炉鋼が製造されることになった場合、今まで以上の鉄スクラップの消費が考えられる。しかしながら、国内で発生する鉄スクラップにも限度があるため、如何にして自動車鋼材用の電気炉鋼を製造するのに必要な鉄スクラップを得るかが重要である。

そこで本研究では、自動車鋼材に電気炉鋼を適用した際の環境負荷排出変化と資源供給可能性について分析した。

6.2 自動車ライフサイクル CO₂ 排出量の評価

6.2.1 検討範囲

図 6.2.1 に自動車のライフサイクルを表す。本章では自動車ライフサイクルのなかでも素材製造および資源採掘における CO₂ 排出量を積み上げ式に算出した。また図 6.1.1 にもある通り、鉄鋼は自動車部品の中でも主要な要素であることから、素材製造では特に自動車ボディの製造における CO₂ 排出量を算出した。さらに、素材採掘においては鉄鋼を製造するのに必要な鉄スクラップを回収し、製鉄所まで輸送する際に発生する CO₂ 排出量を算出した。



図 6.2.1 本研究における検討範囲

6.2.2 自動車用鋼材の製造における CO₂ 排出量評価

6.2.2.1 算出方法

本研究において自動車ボディに適用しうる電気炉鋼を Steel A と定義する。本章では建材などに用いられる普通電気炉鋼および Steel A を製造する際の CO₂ 排出量を算出した。

図 6.2.2 および図 6.2.3 に普通電気炉鋼および Steel A の製鋼プロセスチャートを示す。プロセス i ($i = 1, \dots, 6$) における CO₂ 排出量 F_i は以下の式で算出した。

$$F_i = \sum (I_{i,k} \times C_{i,k})$$

ここで $I_{i,k}$ はプロセス i に投入される物質 k の重量、 $C_{i,k}$ は物質 k の CO₂ 原単位⁸⁾を表す。

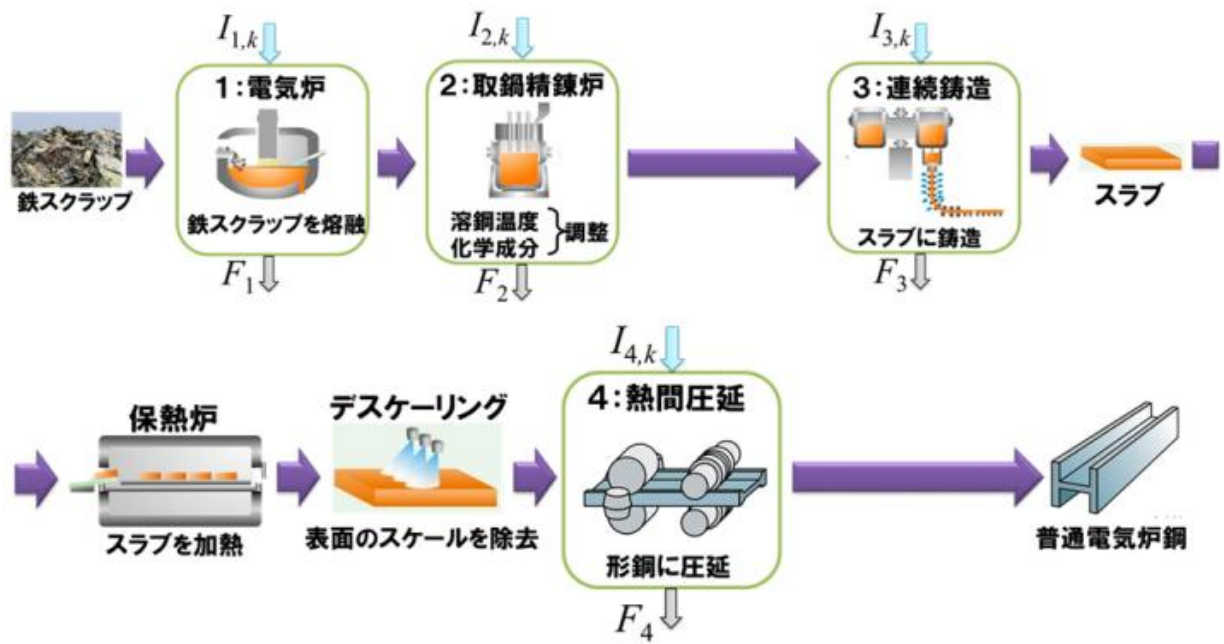


図 6.2.2 普通電気炉鋼の製造プロセスチャート

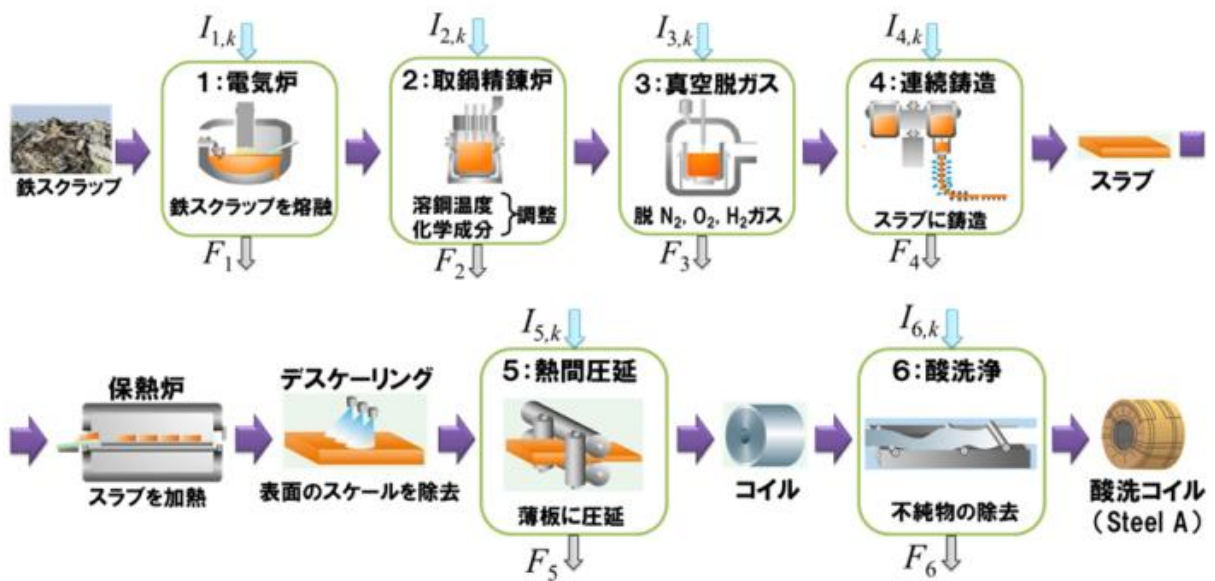
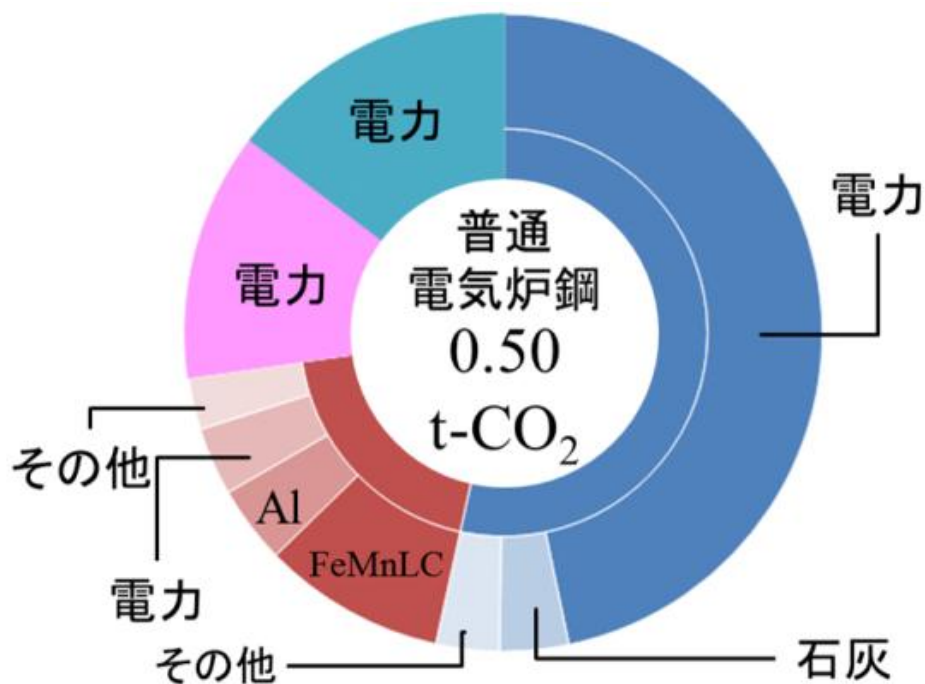


図 6.2.3 Steel A の製造プロセスチャート

6.2.2.2 結果

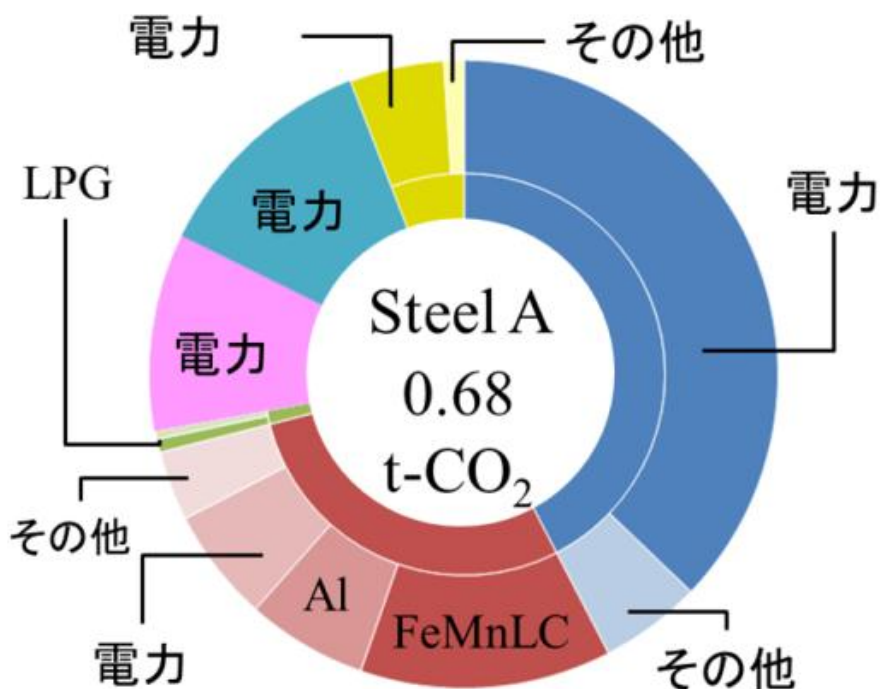
図 6.2.4 および図 6.2.5 に算出結果を示す。1t 製造当たり、普通電気炉鋼では 0.50t の CO₂ が排出されるが、Steel A では 0.68t の CO₂ が排出されることがわかった。また、Steel A の製造に関して言えば全体の 70% の CO₂ は電力を製造する際に発生していることも分かった。それ故、太陽光発電などの再生可能エネルギーに代替することで Steel A 製造に関わる CO₂ 排出量を削減出来ると考えられる。

ここで、Steel A を国内でも比較的シェア率の高い B クラスおよび L クラスの車種のボディに 10% 適用した際の自動車ボディ製造における年間 CO₂ 排出量について推定した。表 6.2.1 に 2 つの車種の年間自動車ボディ製造量を示す。表 6.2.1 より年間で 2,940kt の自動車ボディが製造されることがわかる。また、表 6.2.2 に 2,940kt の自動車ボディをすべて転炉鋼で製造した場合と Steel A を 10% 適用した際の CO₂ 排出量を示す。ただし、成形歩留まりを 50% とし、転炉鋼 1t 製造当たりには排出される CO₂ を 1.91t⁸⁾ としている。2,940t すべてに転炉鋼を用いた場合、年間で 11,226kt の CO₂ が排出されることがわかった。一方、10% の 317kt を Steel A で置き換えた場合、年間の CO₂ 排出量が 10,445kt に減少することがわかった。



■ : 電気炉 ■ : 取鍋精錬炉 ■ : 連続铸造 ■ : 付帯電力 ■ : 圧延

図 6.2.4 普通電気炉鋼 1t の製造時の CO₂ 排出量



■ : 電気炉 ■ : 取鍋精錬炉 ■ : 真空脱ガス ■ : 連続铸造
 ■ : 付帯電力 ■ : 圧延 ■ : 酸洗浄

図 6.2.5 Steel A 1t の製造時の CO₂ 排出量

表 6.2.1 自動車ボディの年間生産量

タイプ	自動車ボディ 1台の重量	年間生産台数 (国内シェア率)	自動車ボディ の年間生産量
Bクラス	800 kg	210万台 (30%)	1,680 kt
Lクラス	1,000 kg	126万台 (18%)	1,260 kt

表 6.2.2 自動車ボディの製造における年間 CO₂排出量

自動車ボディの 鉄鋼材構成比	自動車ボディの 鉄鋼材重量		鉄鋼材の必要量	CO ₂ 排出量
100% 転炉鋼	2,940kt		5,880kt	11,226kt
90% 転炉鋼 +	転炉鋼	2,623kt	5,246kt	10,445kt
10% Steel A	Steel A	317kt	634kt	

6.2.3 鉄スクラップ回収における CO₂ 排出量評価

6.2.3.1 算出方法

本章では製鉄所から L km 離れた場所で V t の鉄スクラップを回収し、製鉄所までトラックで輸送した際の CO₂ 排出量を推定した。

一般社団法人産業環境管理協会 (JEMAI: Japan Environmental Management Association for Industry) によってリリースされている LCA (Life Cycle Assessment) ソフトウェアの MiLCA (ver. 1.1.4.3) を用いて、積載量が 20t のトラックで鉄スクラップを輸送した際の CO₂ 排出量を推定した。ただし、使用したトラックの燃料は軽油としている。

6.2.3.2 結果

表 6.2.3 に輸送距離 (L km) および輸送重量 (V t) をパラメータとした鉄スクラップ回収における CO₂ 排出量を示す。

表 6.2.3 鉄スクラップ回収における CO₂ 排出量

$$\frac{\text{CO}_2\text{排出量 (kg-CO}_2\text{)}}{0.110 \times V \times L}$$

6.2.4 考察

表 6.2.4 に 2,940kt の自動車ボディの 10% に Steel A を適用した際に、Steel A を製造するのに必要な鉄スクラップ量を示す。ただし、成形歩留まりは 50% としている。表 6.2.4 より自動車ボデ

イの10%にSteel Aを適用するには年間634ktのSteel Aが必要であり、またその量のSteel Aを製造するのに739ktの鉄スクラップが必要であることがわかる。

次に、Steel Aを自動車ボディの10%に適用した際のCO₂削減効果について検討する。表6.2.5に鉄スクラップの回収およびSteel Aの製造におけるCO₂削減効果を示す。仮に製鉄所から100km離れた場所からスクラップを回収したとした場合、年間で6.88%のCO₂が削減できるとわかった。更に、Steel Aの製造におけるCO₂排出量が鉄スクラップの輸送におけるCO₂排出量に比べ非常に大きいため、鉄スクラップ輸送におけるCO₂排出量はCO₂削減率に大きく影響を与えないことがわかった。

しかしながら、自動車ライフサイクルの中での主なCO₂排出元は走行時であることが知られている。図6.2.6に自動車ライフサイクル中のCO₂排出量の割合および自動車部品の構成要素を示¹⁰⁾。自動車ライフサイクル中の素材製造におけるCO₂排出量は全体の19%、また素材製造の中でも鉄鋼の割合は全体の56%であることがわかる。以上のことを考慮して、Steel Aの製造におけるCO₂が6.88%削減されたとすると、自動車ライフサイクル全体では年間0.74%のCO₂が削減されることがわかった。

表 6.2.4 自動車ボディを製造するのに必要な年間鉄スクラップ量

タイプ	自動車ボディの年間生産量	自動車ボディに利用されるSteel Aの重量	自動車ボディ製造に必要なSteel Aの重量 (成形歩留まり: 50%)	1tのSteel Aを製造するのに必要な鉄スクラップ量	必要な年間鉄スクラップ量
Bクラス	1,680 kt	179 kt	357 kt	1.17 t	416 kt
Lクラス	1,260 kt	139 kt	277 kt		323 kt

表 6.2.5 自動車ボディの製造におけるCO₂削減効果

Steel Aの代替率	鉄スクラップの輸送距離 (kt)	鉄スクラップの回収距離 (km)	鉄スクラップ回収におけるCO ₂ 排出量 (kt)	製鋼におけるCO ₂ 排出量 (kt)	合計 (kt)	CO ₂ 削減率
0%	—	—	—	11,226	11,226	—
10%	739	100	9	10,445	10,454	6.88%
		200	18		10,462	6.80%
		300	26		10,471	6.72%

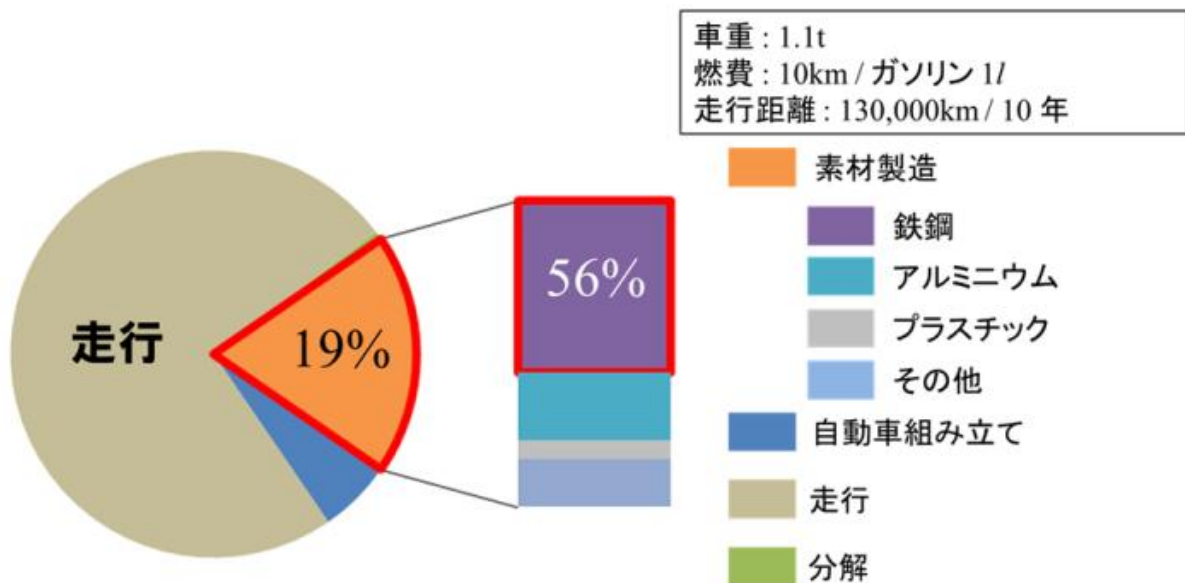


図 6.2.6 自動車ライフサイクル中における CO₂排出元の割合

6.3 鉄スクラップ供給可能性の評価

6.3.1 検討範囲

図 6.3.1 に国内の鉄スクラップ市場を示す。鉄スクラップが自動車ボディを製造するのに消費された場合、今までの鉄スクラップの消費先であった土木・建築用鋼材や鑄造用への鉄スクラップの供給が減少してしまうことが考えられる。そこで本章では、国内の今までの鉄スクラップ市場に影響を与えることなく Steel A を製造するために、国外に輸出されている鉄スクラップを利用することを考えた。



図 6.3.1 鉄スクラップ市場

6.3.2 算出方法

国外に輸出されている鉄スクラップが、自動車ボディの製造を目的として、各地域にある製鉄所に輸送されることを想定して、鉄スクラップの輸出量 E を以下の式で地域別に推定した。

$$E = H \times \Omega$$

ただし、 H を国内の鉄スクラップ全供給量¹¹⁾、 Ω を地域別の鉄スクラップ輸出率¹²⁾とした。また、対象年を 2013 年度とし、対象地域は国内 8 地方とした。

6.3.3 結果

図 6.3.2 に地域別の鉄スクラップ輸出量を示す。京浜工業地域である関東地方が最も多くの鉄スクラップを輸出しており、次いで中京工業地域である中部地方が多く輸出していることがわかった。また、年間で7,201ktの鉄スクラップが国外に輸出されていることがわかった。

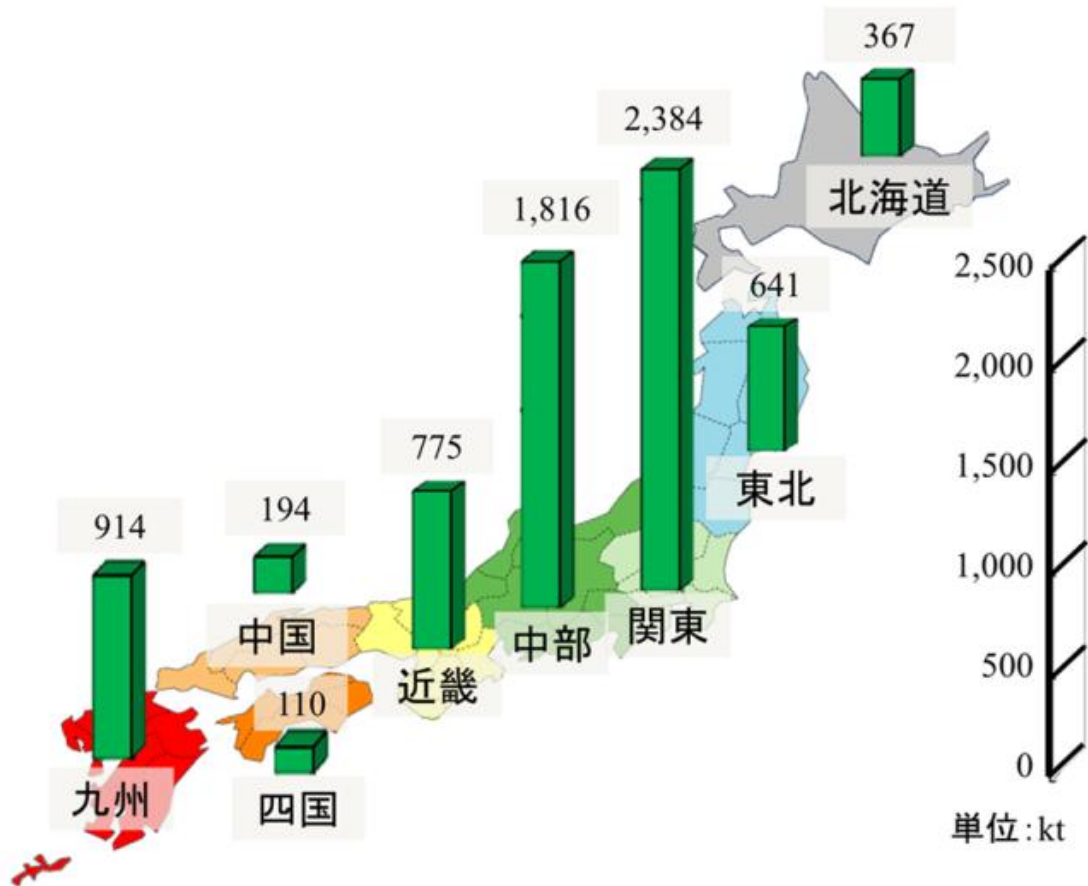


図 6.3.2 地域別鉄スクラップ輸出量

6.3.4 考察

愛知県は中京工業地域に属しており、今日まで自動車産業を発展させてきた。そこで本章では、愛知県に製鉄所が位置した際のスクラップ供給可能性および鉄スクラップの回収、Steel A 製造における CO₂ 排出量を検討した。

図 6.3.3 に愛知県を中心とした輸出される鉄スクラップの供給可能量を示している。図 6.3.3 は赤い円の内側の地域で 2,432kt の鉄スクラップが輸出されていることを意味している。また、表 6.3.1 に Steel A を製造するのに必要な鉄スクラップおよび Steel A 製造における CO₂ 削減効果を示す。Steel A を自動車ボディの 30%部に適用した場合、年間 2,218kt の鉄スクラップが必要であるが、製鉄所から 220km 圏内の地域の鉄スクラップの輸出分を用いることで供給可能であることがわかる。また、そのとき自動車ボディを製造する際の CO₂ 排出量を 20.4%削減できることがわかった。しかしながら自動車ライフサイクル CO₂ を考えた場合、年間で 2.19%の CO₂ が削減されることがわかった。

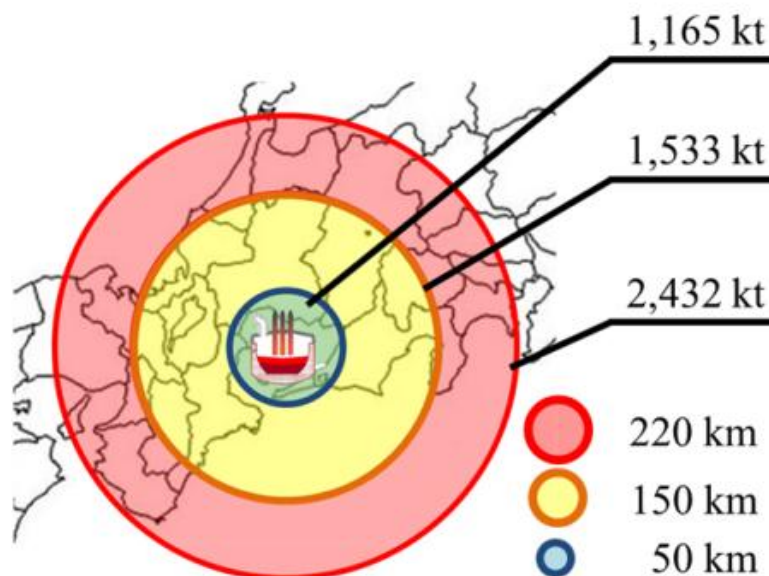


図 6.3.3 輸出される鉄スクラップの回収可能量

表 6.3.1 自動車ボディの製造における CO₂ 削減効果

Steel Aの 代替率	鉄スクラップ の必要量 (kt)	鉄スクラップ の回収距離 (km)	鉄スクラップ回収に おけるCO ₂ 排出量 (kt)	製鋼におけるCO ₂ 排出量 (kt)	合計 (kt)	CO ₂ 削減率
0%	-	-	-	11,226	11,226	-
10%	739	50	4	10,445	10,449	6.92%
20%	1,479	150	26	9,664	9,690	13.7%
30%	2,218	220	58	8,883	8,941	20.4%

6.4 結言

自動車用ボディに電気炉鋼を適用した際の環境負荷排出変化と資源供給可能性について分析した結果、以下の知見が得られた。

- 1 電気炉鋼が自動車ボディの30%部に適用された場合、自動車ライフサイクルCO₂が年間で2.19%削減できる
- 2 電気炉鋼製造におけるCO₂排出量が非常に大きいため、鉄スクラップ回収におけるCO₂排出量は自動車ライフサイクルCO₂に大きく影響を与えない
- 3 電気炉鋼を製造するために必要な鉄スクラップが鉄スクラップの輸出分で供給可能である場合、国内の鉄スクラップ市場に影響をあたえることなく、自動車ライフサイクルCO₂を削減できる

付録

本研究では図 6.2.3 にもある通り、Steel A は電気炉から酸洗浄まで同一工場内での一貫プロセスによって製造されるものとして検討した。しかしながら、本来は愛知県田原市にある製鉄所で圧延された Steel A のコイルを、岡山県倉敷市にある酸洗浄工場まで輸送するプロセスが含まれている。

そこで、ここでは先ほど述べたコイルの輸送のプロセスにおける CO₂ 排出量について検討した。

算出方法

Vt のコイルを輸送した際の CO₂ 排出量を輸送方法の違いによる以下の 2 つのシナリオで推定した。

I. 最大積載量 20t のトラックでコイルを輸送

本章 6.2.3.1 参照。ただし、輸送距離を 433km としている。

II. コンテナで海路を輸送

6.2.3.1 と同様に MiLCA を用いてコンテナで輸送した際の CO₂ 排出量を推定した。ただし、使用したコンテナの燃料は C 重油とし、輸送距離を 600km としている。

結果

表 6.5.1 にシナリオ I および II における CO₂ 排出量を示す。コンテナ輸送にすることで、25.6% の CO₂ 排出量が削減できることがわかった。

表 6.5.1 コイルの輸送における CO₂ 排出量

シナリオ I (kg-CO ₂)	シナリオ II (kg-CO ₂)
$52.7 \times V$	$13.5 \times V$

考察

表 6.3.1 にコイルの輸送における CO₂ 排出量を加味したものを、表 6.5.2 に示す。

さらに、図 6.2.6 より自動車ライフサイクル全体での CO₂ 排出量削減効果を表 6.5.3 に示す。30% の自動車ボディに Steel A を適用するのに必要なコイルをトラックで輸送した場合、コイルの輸送を考えなかったときと比べてライフサイクル CO₂ 排出量の削減率が 1% 減少してしまうことがわかった。そのためコイルの輸送をトラックで行うと考えるならば、EAF から酸洗浄までの一貫プロセスはライフサイクル CO₂ 排出量の削減に効果的であるとわかる。しかしながらコンテナでコイルを輸送すると考えた場合、ライフサイクル CO₂ 排出量の削減率は一貫プロセスと大きく変わらないことがわかった。

表 6.5.2 自動車ボディ製造における CO₂削減効果

Steel Aの 代替率	コイルの 輸送方法	鉄スクラップ回収に おけるCO ₂ 排出量 (kt)	製鋼における CO ₂ 排出量 (kt)	コイルの輸送にお けるCO ₂ 排出量 (kt)	合計(kt)	自動車ボディ製造に おけるCO ₂ 削減率
0%	-	-	11,226	-	11,226	-
10%	-	4	10,445	-	10,449	6.92%
	コンテナ			6	10,456	6.86%
	トラック			33	10,483	6.62%
20%	-	26	9,664	-	9,681	13.8%
	コンテナ			13	9,703	13.6%
	トラック			67	9,757	13.1%
30%	-	58	8,883	-	8,941	20.4%
	コンテナ			19	8,960	20.2%
	トラック			100	9,041	19.5%

表 6.5.3 自動車ライフサイクル中における CO₂削減効果

Steel Aの 代替率	コイルの 輸送方法	合計 (kt)	自動車ボディ製造に おけるCO ₂ 削減率	自動車ライフサイクル中 のCO ₂ 削減率
0%	-	11,226	-	-
10%	-	10,449	6.92%	0.74%
	コンテナ	10,456	6.86%	0.74%
	トラック	10,483	6.62%	0.71%
20%	-	9,681	13.8%	1.48%
	コンテナ	9,703	13.6%	1.46%
	トラック	9,757	13.1%	1.41%
30%	-	8,941	20.4%	2.19%
	コンテナ	8,960	20.2%	2.17%
	トラック	9,041	19.5%	2.09%

参考文献

- 1) 一般社団法人 日本自動車工業会：“自動車産業の現状”，2013
- 2) 阿部 新：“日本の使用済自動車関連統計の整理と課題”，2013
- 3) “各自動車メーカー等のリサイクル率及び収支の状況”，（<http://bit.ly/1zKfLtx>），
（参照2014-11-18）
- 4) 一般社団法人 日本自動車工業会：“自動車素材の変遷”，
（<http://www.jama.or.jp/lib/jamagazine/200603/01.html>），（参照2015-1-26）
- 5) 一般社団法人 日本鉄鋼連盟：“worldsteel銑鉄・粗鋼年間生産量・時系列表2004～2013年”，
（<http://www.jisf.or.jp/data/iisi/index.html>），（参照2015-1-18）
- 6) 東京製鐵株式会社：“東京製鐵の鋼材 Q and A”，2013.
- 7) 秦野 正治：“鋼の表面赤熱脆性抑制に関する研究”
- 8) JEMAI, Software for LCA “MiLCA” ver. 1.1.4.3
- 9) 経済産業省・国土交通省：“物流分野のCO₂排出量に関する算定方法ガイドライン”
- 10) 森本 一史：“自動車におけるライフサイクルアセスメントの現状”，1995
- 11) 一般社団法人日本鉄源協会：“鉄スクラップ国内需給（2013年度）”，
（http://www.tetsugen.gol.com/kiso/scr_jpn_s&d.htm），（参照2015-1-29）
- 12) 日刊市況通信社：“鉄スクラップ資料集（2014年度版）”，2014

7. 事業の実現可能性

7.1 技術的側面から見た事業の実現可能性

本実証調査事業では、Cu含有量：0.30%の試作材を用いて実際の自動車部品の製造性評価を行った結果、現行適用中の高炉材と比較して問題がないことが確認された。Cu含有量：0.30%が許容できるとすると、多くの老廃スクラップ利用が可能となる。例えば、使用済自動車の解体におけるAプレス（全部利用）は、Cu含有量が、0.30%以下になるよう解体分別が指示されており、これらも有効利用できることになる。また、これまで論文等では、鋼板製造における熱延工程ではCu脆化現象などの懸念が指摘されてきたが、実際の量産熱延工程の加熱炉、粗圧延での鋼材組織調査を行った結果、Cu起因の脆化現象はCu含有量0.04~0.30%の範囲にわたって観察されなかった。更に、これまで論文等で、Cu含有鋼では高温酸化においては選択酸化により、酸化面に凹凸が形成され、表面がある可能性が指摘されてきたが、これについても量産試作での調査結果では、Cuが0.04~0.30%の含有量範囲では、Cu含有量の増加が必ずしも表面の「あれ」につながるわけではないことがわかった。同様に熱延工程の加熱炉、粗圧延での鋼材表面の内部酸化についても調査を行ったが、内部酸化深さは、MnやCrなどにより抑制できる可能性があることがわかった。更には、自動車用鋼板は塗装・防錆性能が求められることから、その為の化成処理性と密接に関係のある表面の電気化学的状態を精度よく調べるため、熱延・酸洗仕上げの鋼板表層の電位差分布を試作材を用いて調査したが、表層の約50μmに低電位層があるものの、その他の部位は高炉材とかわらないことがわかった。

以上の本実証事業で明らかになったことに基づけば、Cu含有量0.30%までが自動車用鋼板として許容出来る可能性があることになる。このことは、老廃スクラップを大々的に活用することが可能なことを意味し、安価な鉄原料をベースとした自動車用鋼板製造が期待されることになる。（図7.1）この実現のためには、技術的課題としては、MnやCrなどの高温酸化現象におけるメカニズムを明らかにし表層品質制御技術を確立すること、また、電気化学的な低電位層自体は必ずしも悪いとは言えないが、その発生のメカニズムを明確にするとともに自動車用鋼板としての特性を安定的に得るための方法を確立すること、加えて、Cu等のトランプ元素が自動車部品性能への影響度を把握することが重要と考えられる。Cu含有の部品性能の影響の見通しについては、固溶状態のCuは性能を劣化させることは考えにくいことから、性能が成立する見通しは高いものと考えられる。

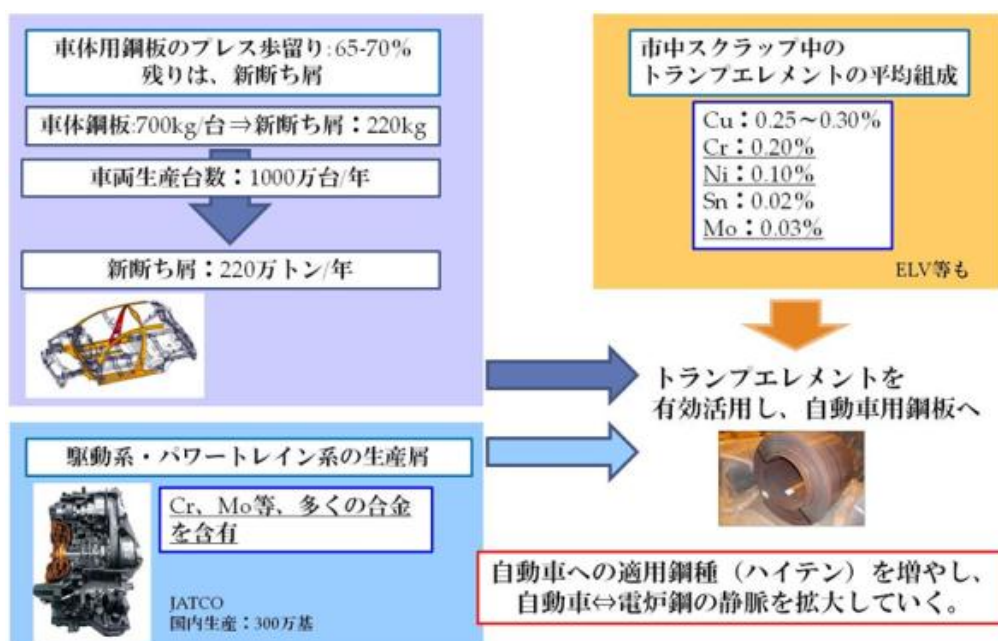


図7.1 自動車産業への資源循環

7.2 経済的側面から見た事業の実現可能性

前述の技術的側面から見た事業の実現可能性の節でも述べているが、老廃スクラップが大々的活用できるならば、この経済的効果は非常に大きい。その理由は、そもそも老廃スクラップは新断ち屑等の高品位屑に比較して安価であること、また、新断ち屑は、韓国や中国等への輸出分として、あるいは、高炉メーカーの鉄源としても利用されるため、これに大きく依存しては原料の安定調達に課題を残すことになるが、老廃スクラップは常に余剰状態にあることから、原料コストと安定調達の両面のメリットが挙げられる。このことは、当社の事業収益性からも非常に有利であるとともに、現行高炉メーカーに対するコスト競争力の点からは、原料をベースとしたコスト競争力優位を確保できることになると考えられる。老廃スクラップ利用を可能とする技術は、イノベーションに類するものと考えられる。

8. 評価・まとめ

老廃スクラップから製造した電炉鋼板を自動車用途に適合させることを目的に、表面品質向上の為に取り組みを行い、課題の明確化と方策の検討を行った。また、実際の自動車部品にて電炉鋼板の製造性評価を行い、現状の製造性の実力評価を行なった。自動車部品の製造性評価においては、併せて、Cu含有量変動材を用いて製造性基礎特性に及ぼすCu含有量の影響調査を実施した。更には、今後、ハイテン化への対応にあたって、強度と延性の両立に有効元素であるSi添加の場合についても表面品質への影響調査を行った。一連の評価において、表面品質向上に有効な知見を得るとともに、部品製造性に対しても現状の実力が高炉材と同等以上であることが明確になり、今後に注力すべき課題を明確にすることができたと考えられる。以下、得られた知見の要点をまとめた。

- 1) 熱延工程での表面性状作り込みにおいて、デスケーラ及び酸洗工程で除去しやすいスケール生成状態を実現すべく、地鉄とスケール界面が滑らかなデスケーラで剥離しやすいスケール状態と熱延条件の関係を調査した。
 - ・ 加熱炉にて実際の加熱条件（温度、時間）範囲で条件をふり、材料としてはCu含有量を0.20%～0.30%まで変化させ表面状態を調査したが、何れもスケール/地鉄界面は、それ程大きな凹凸は形成されず、比較的スムーズな界面状態でありスケールの剥離性を阻害するようなものではないことがわかった。また、Cu含有量によって、この界面凹凸性は殆ど変わらないこと、更には、この傾向は粗圧延の後の鋼片の表面状態についても同様であることが判った。
 - ・ 加熱炉抽出後、粗圧延後の鋼片表面状態を調査した結果、Cu含有量が0.20%～0.30%の成分のものであっても、スケール/地鉄界面の分析結果から、Cuの結晶粒界への浸潤等の現象は観察されず、Cu脆化の原因となる現象は起きていないことが確認された。
 - ・ スケール/地鉄界面の元素分析結果から、Mn、Crの内部酸化層と地鉄境界への濃化がみられ、Mn、Crが鉄の酸化を抑制している可能性が考えられる。
 - ・ Si添加鋼では、0.5%、1.0%添加の場合、スケール/地鉄界面の凹凸は増大するが、Crを添加することにより、この凹凸は抑制されることがわかった。
 - ・ 鋼材の表面が酸化されることにより表層へのCuの濃縮が誘引されるが、地鉄界面近傍の地鉄へのCuの濃縮が観察されなかった理由として、Feよりも酸化されやすいSi、Mn、Cr等の三元系酸化反応がFeの酸化より先行して起きることから、結果的にFeの酸化が抑制されたため、Cuの濃化が抑制された可能性が考えられる。
- 2) 今回の一連の試作した熱延酸洗コイルの表面をNIMS：ケルビンフォース顕微鏡（KFM）にて、表層断面の電位差分布を測定した。KFMは観察面の表面直下の情報は拾わず、まさに表面物性に基づいた物性を検出する特徴をもっている。その測定の結果、
 - ・ 今回の一連の評価の為に製造した熱延酸洗コイルの表層断面には、表層50 μ m厚さの低電位層が存在することがわかった。この低電位層の発生メカニズムを調査把握することにより、安定的な表面機能を実現出来るものと思われる。
- 3) 実際の自動車部品にて、試作した電炉熱延酸洗コイルを用いて製造性評価を行った。評価は、自動車製造に係る会社で行われた。評価対象に選定した部品は、成形において厳しい塑性流動と板厚の増肉と減肉を伴い、且つ、張出し成形要素を持つ一般プレスでは成形難易度の非常に厳しい部品である。
 - ・ Cu含有量0.30%の強度370MPa級電炉鋼を用いた製造性評価の結果、現行量産の高炉材と同等の製造性があることが確認された。
 - ・ Cu含有量を変化させたコイルを別途製造し、製造性に係る基礎特性の評価を行った結

果、これらの特性は Cu 含有量の影響を殆ど受けないことがわかった。

- ・ 製造性評価の結果から、製造性を満足出来ると考えられる自動車部品領域は、車体やシャーシなどの一般プレス部品で、材料強度が 440MPa 以下のもの、及びユニット系部品においても同様の部品は全てカバーできると考えられる。
- ・ 上記の製造性を満足する自動車部品群の量的規模は、自動車技術会シンポジウム発表資料データなどから、自動車全体の質量のおよそ 10%程度と推定される。

4) 東北大にて、今回製造性評価を行った熱延酸洗コイルを自動車部品向けに製造した場合の CO₂ 排出量を実際の工場の生産データを基に算出した。評価対象範囲は、鉄スクラップ原料が工場に集荷した状態を基点とし、工場で熱延・酸洗コイルが製造完了するまでとした。試算においては、鉄スクラップ原料、製鋼、熱延工程までは田原工場での製造とし、熱延黒皮コイルは岡山工場に輸送し、岡山工場にて酸洗した場合を対象としている。田原-岡山工場間のコイル輸送は、船やトラック等の輸送手段をケーススタディした。試算結果は、高炉材の同等材製造時の CO₂ 排出量データと比較し、以下の結果を得た。

- ・ 自動車一台あたり質量の 10%に対して、今回の製造性評価した熱延酸洗コイルを適用したとした場合、素材製造時の CO₂ 排出量削減効果は 7%となる。

5) 事業の実現可能性について技術的及び経済的観点からまとめた。

< 技術的側面から見た事業の実現可能性 >

本実証調査事業では、Cu 含有量：0.30%の試作材を用いて実際の自動車部品の製造性評価を行った結果、現行適用中の高炉材と比較して問題がないことが確認されると共に、トランプエレメントが鋼板表面品質に及ぼす影響調査の結果、Cu 含有量 0.04~0.30%まで試作材にて、Cu 脆化現象は観察されず、内部酸化層深さと Cu 起因の表面凹凸性についても、Cu 含有が要因となって悪化することはないことが判った。また、これらの表面品質特性を向上させる方策として、Si や Mn などが有効である可能性が見出された。Cu 含有量 0.30%まで自動車用鋼板として許容出来れば、老廃スクラップを大々的に利用できることになるが、これを確実にするためには、熱延工程での高温酸化現象における Si や Mn、Cr 等の作用メカニズムの把握と、製品品質との関係を明確にすることが重要である。更に、試作した酸洗鋼板表面に電気化学的な低電位層が存在 が確認されたが、電気化学的に不均一に存在する場合は、防錆性能を担う化成皮膜の形成の均一性に影響すると考えられることから、この電位層の形成メカニズムを明らかにすると共に表面物性を安定制御するための工程技術を確立させることが重要である。

尚、Cu を代表するトランプエレメントの部品性能への影響を把握する必要がある。但し、母材に固溶する Cu については、性能への悪影響は考えにくいことから、上記水準の Cu を含有する電炉鋼板は、性能上も成立する見通しは高いものと考えられる。

< 経済的側面から見た事業の実現可能性 >

前述の技術的側面から見た事業の実現可能性の節でも述べているが、老廃スクラップが大々的活用できるならば、この経済的効果は非常に大きい。その理由は、そもそも老廃スクラップは新断ち屑等の高品位屑に比較して安価であること、また、新断ち屑は、韓国や中国等への輸出分として、あるいは、高炉メーカーの鉄源としても利用されるため、これに大きく依存しては原料の安定調達に課題を残すことになるが、老廃スクラップは常に余剰状態にあることから、原料コストと安定調達の両面のメリットが挙げられる。このことは、当社の事業収益性からも非常に有利であるとともに、現行高炉メーカーに対するコスト競争力の点からは、原料をベースとしたコスト競争力優位を確保できることになると考えられる。老廃スクラップ利用を可能とする技術は、イノベーションに類するものと考えられる。

9. 今後の展望

今回得られた知見と方策、及び明確になった課題に対して取り組むことで、自動車用電炉鋼板の品質技術を確立していきたい。具体的には、以下を進めていきたいと考えている。

- 1) 今回明らかになった表面品質向上に関する方策の実施と検証。
- 2) 今年度製造性基礎評価で、Cu含有量の基礎特性への影響は殆どなかったことの実部品での検証。
- 3) 今年度の試作電炉鋼板の自動車部品製造性評価に引き続き、部品性能に係る耐久性等の評価の実施。

これらを踏まえて、

- 4) ハイテン化への対応と拡大のための、Si添加の場合の表層品質制御の技術開発。
- 5) Aプレス等の廉価なスクラップを最大利用した場合の鋼板品質保証の検証。

この一連の取り組みにより、水平リサイクル、及びアップグレードリサイクルの拡大に大きく寄与出来るものと考えられる。