

平成 25 年度環境省請負業務

平成 25 年度鉄スクラップの高度利用化調査業務

報告書

平成 26 年 3 月

東京製鐵株式会社

要旨

電気炉鋼材は、製造時の消費エネルギーや二酸化炭素排出量が高炉鋼材の 1/4～1/3 である。また、自動車など多様な製品にレアメタルを含む高品質な鋼板が使用されているが、この鉄スクラップを有効に国内で再生・循環させるためには、鉄スクラップを主原料とする電気炉鋼材は最適である。そのため、電気炉鋼材は、循環型社会や低炭素社会の構築には不可欠である。

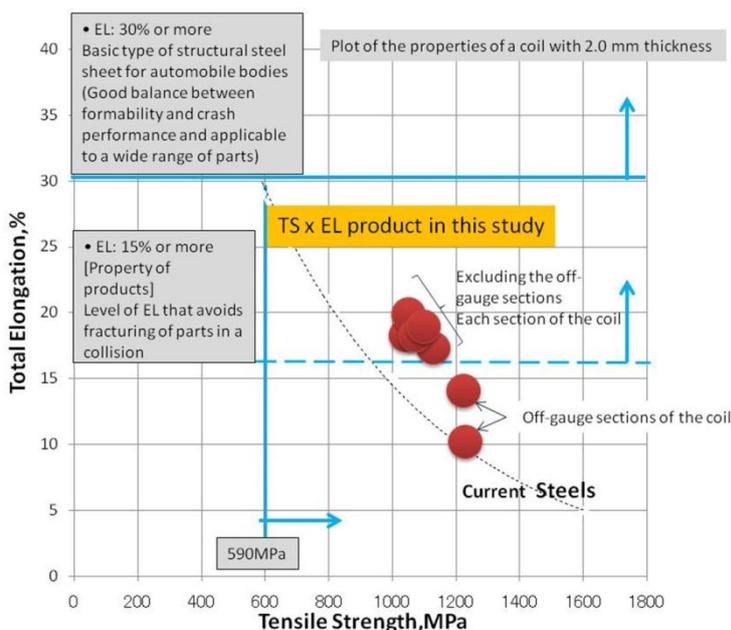
低級スクラップ中のトランプエレメントや希少金属の活用により高品位電気炉鋼材を再生する技術、高度なプロセス制御による Cu 脆性の無害化・品質バラツキの低減により、市中で使用された老廃スクラップを主原料とした高品質の電炉鋼板の製造が可能となっており、自動車用鋼板に十分適用できるものと考えられる。国内にある鉄スクラップを、最大の鉄鋼消費産業である自動車産業に循環させることが出来たとしたら、その消費規模故に大きな資源循環フローが成り立ち得ると考えられる。本事業では、鉄原料を 100%スクラップとし自動車用鋼板を電気炉法で製造し、自動車産業に戻す循環を対象とすることにした。いわゆる水平リサイクル、Car-to-Car 実現への挑戦である。

自動車用鋼板への資源循環を考える際に重要なことは、1) 将来にわたり自動車で適用拡大していく高張力鋼板化と薄板化へ対応することによる太い静脈も持つこと、2) 安定した特性を維持し安心して使用出来るようにすること、3) 資源循環ならではのスクラップ中に含有される合金元素を有効活用し、高機能鋼板につなげることである。本調査事業は、2012 年度調査事業の下記の成果を踏まえ、更に車体鋼板実用化に向けた課題に取り組み鋼板の試作を行った。

2012 年度の調査事業成果

独) 物質・材料研究機構が主体となって実施された超鉄鋼プロジェクトの微細結晶粒に基づく組織創製の技術をベイナイト組織に応用して自動車用鋼板を試作し、以下の 2012 年度成果を得ることが出来た。

- ・ 100%スクラップ（新断ち屑：老廃スクラップ=50：50）から自動車用鋼板を試作した。
- ・ 強度980MPa水準の現行高炉材に対して強度－伸びバランスが同等以上の材料を量産設備で試作することが出来た。（要旨図1参照）
- ・ コイル巻き取り温度（CT）の目標からの変動が大きい部位においても、強度－伸びは安定した特性が得られた。（試作材の板厚：2.0mm）
- ・ 各種利用特性評価においても現行高炉材と比較して特に劣る点は認められなかった。



要旨図 1 2012 年度調査事業成果：試作鋼板の強度-伸び特性

本年度の鋼板試作目標

2012年度試作した鋼板は、独)物質・材料研究機構が主体となって実施された超鉄鋼プロジェクトの微細結晶粒に基づく組織創製の技術をベイナイト組織に応用し、1)熱延プロセスでの加工熱処理による微細結晶粒化(γ粒径:10μmレベル)、2)微細γ粒からの微細ベイナイト組織と微細MA組織、3)γ領域でコイル巻き取りを行い、コイル巻き取り後にベイナイト変態させることによる製造ロバスト性にも優れる高機能鋼板であるが、その創製コンセプトや材料組成はそのままに、強度(980MPa級)、伸び(16%以上)目標は昨年と同様とし、以下の試作目標を新たに設定した。

1. スクラップ使用比率100%、かつ、新断ち屑比率30%以下(残りは老廃屑)とする。
(新断ち屑依存を下げ、スクラップの安定調達性を考慮)
2. 鋼板の厚み:1.2mm~1.4mmとする。
(車体鋼板の高張力・薄板化へ対応し、実用領域での板厚で試作する)
3. 板幅・圧延方向の強度-伸びバランスの確認を行う。

以上を通じて、大量生産に耐えうる品質安定性の確保を目指すこととした。

本試作材の目標組成と成分実績

成分は、要旨表1に示す通りである。本年度試作では、スクラップの新断ち屑比率は16%である。これは市中スクラップの平均新断ち屑比率の最近5年間:10~20%に入ることから、市中のあるがままのスクラップを使用した状態を模擬した結果となっていると考えられる。昨年度は、新断ち屑比率が約50%と高く、そのためCu=0.16%であったが、本年度はCu=0.24%と市中スクラップ中含有量の平均値に相当する値となっている。

要旨表 1 材料組成

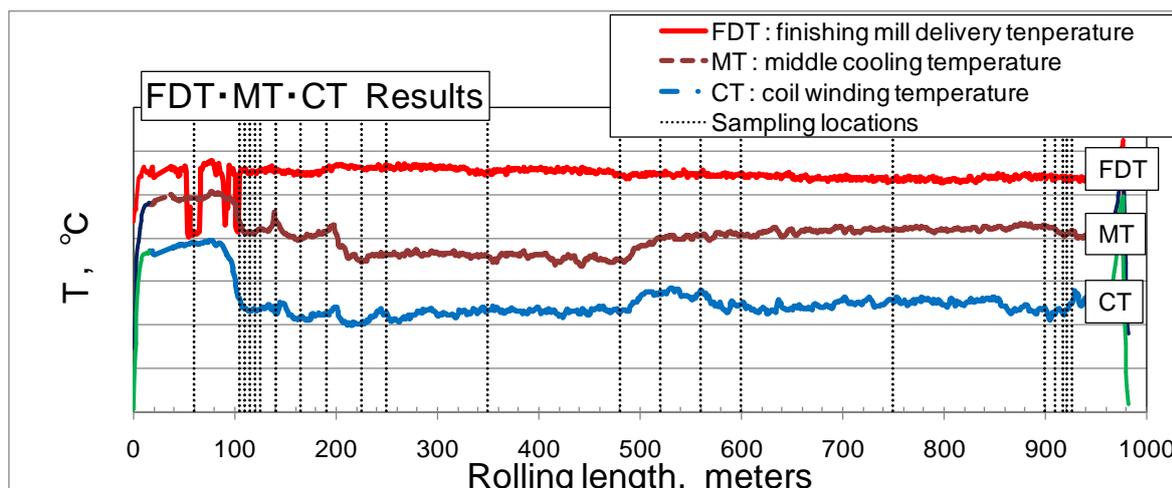
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
	%								
Targeted	0.19-0.20	≥0.10	0.40	0.015	0.003	0.30	0.10	≥1.00	>0.30
FY2012 results	0.18	1.108	0.53	0.029	0.005	0.16	0.11	1.01	0.30
FY2013 results	0.20	1.001	0.43	0.032	0.007	0.24	0.11	1.01	0.30

	V	Nb	AL	Sn	Pb	B	Ca	Ti	O	N
	%									ppm
Targeted	-	-	0.030	0.015	-	-	-	-	20.00	40
FY2012 results	0.017	0.007	0.023	0.018	0.010	0.0016	0.0020	0.008	36	78
FY2013 results	0.013	0.009	0.009	0.019	0.000	0.0026	0.0017			67

実機試圧コイルの製造条件実績

板厚:1.4mmと1.2mmのコイル試作は、今回の強度クラスの鋼種では、初めての圧延となるため、仕上げ圧延の通板性を優先させ、コイル前半は組織制御目標温度とは別の高めの温度条件で圧延開始し、安定巻き取り開始を確認後、目標温度制御に移行させた。要旨図2は、板厚1.2mmの圧延温度実績であるが、圧延長500m台後半から目標温度制御へ移行している。要旨図2の破線位置にてコイルからサンプルを切り出し機械的特性を評価した。板厚1.4mmのコイルではサンプル切り出し位置は圧延長において18か所、板厚1.2mmコイルでは同22か所とし、その切り出し位置毎にコイル幅方向から試験片を切り出し、圧延方向の引張り試験を11点、圧延方向に直角方向の引張り試験を7点行なうことでコイル長さ方向と幅方向の特

性ばらつきを評価した。品質検証試験は、引張り試験の結果をみて適宜サンプリングを行い実施した。

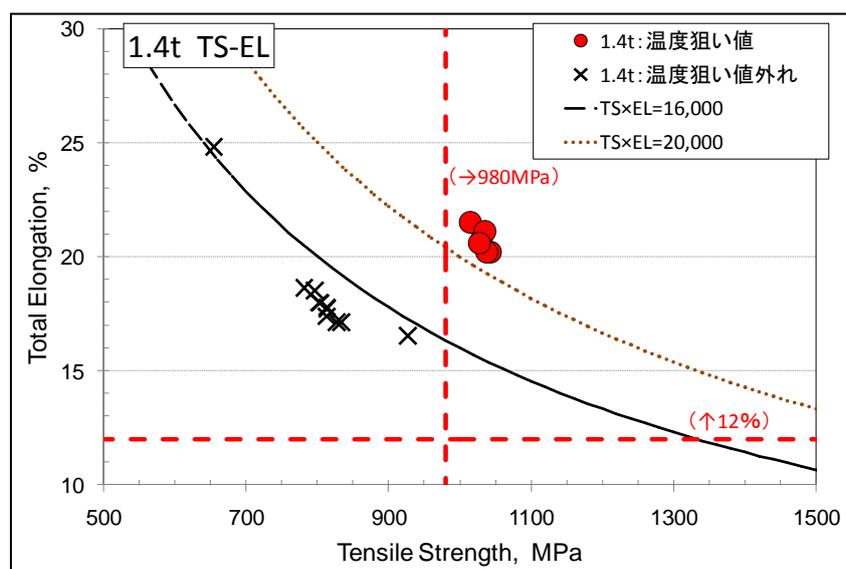


要旨図 2 圧延温度実績 (t=1.2mm コイル)
(FDT : 仕上げ圧延温度、MT : 中間冷却温度、CT : コイル巻き取り温度)

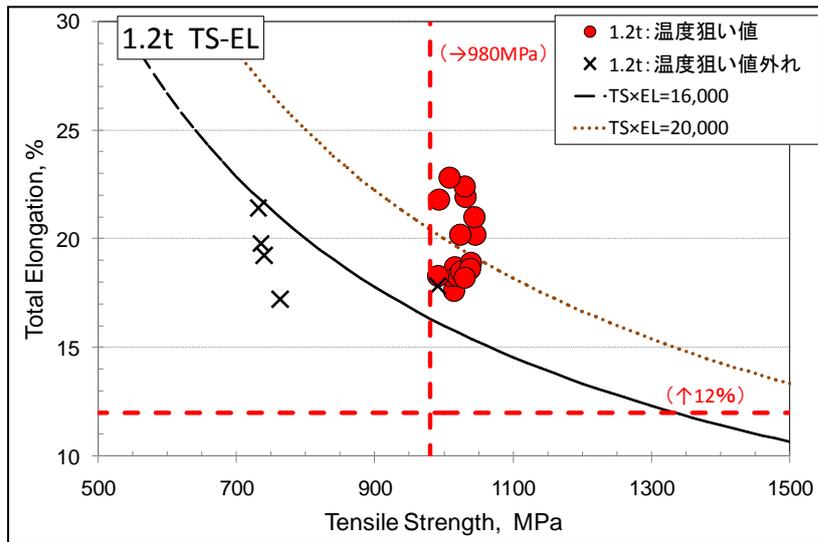
機械的特性の実績値

試作コイルの幅方向 1/4 位置圧延方向の強度-伸び特性を要旨図 3 (t=1.4mm) と要旨図 4 (t=1.2mm) に示す。尚、図中には、目標温度制御領域のものを●とし、目標温度制御を行っていない位置のデータを×印でプロットしてある。また、980MPa 級の自動車用冷延鋼板規格の下限値を赤線で示している。現行の 980MPa 級鋼板の特性は、図中の TS×EL=16000 (MPa・%) 線近傍であるが、t=1.2mm、1.4mm 共に目標温度制御領域の部位では、規格値を満たすと共に、現行高炉材に対して優れた強度-伸びバランス特性を示していることが判る。

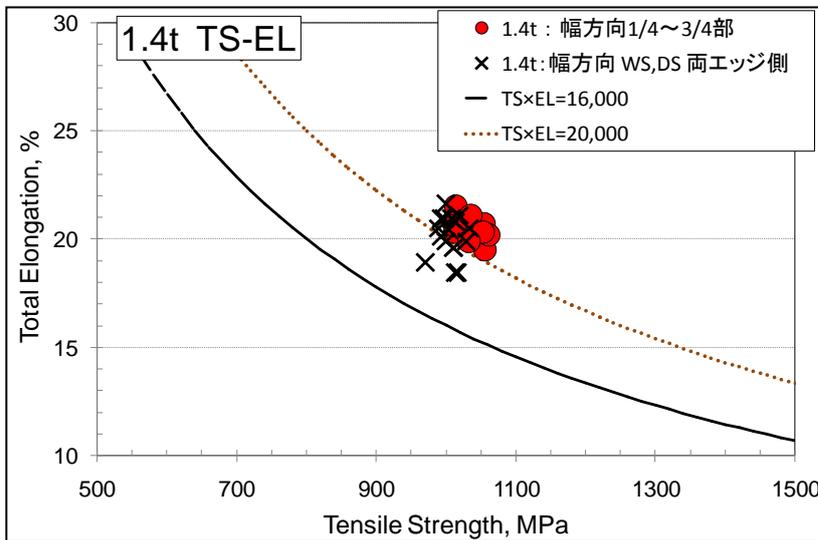
更に要旨図 5 と 6 には、それぞれ板厚 1.4mm と 1.2mm 材の目標温度制御領域でのコイル幅方向の強度-伸び特性を示している。●印は、コイル幅 1/4～3/4 位置、×印は両エッジの特性を示している。板厚 1.4mm 材は、板幅方向を含めてもばらつきは非常に小さく、現行高炉材の TS×EL=16000MPa・%線を大きく上回っていることが判る。



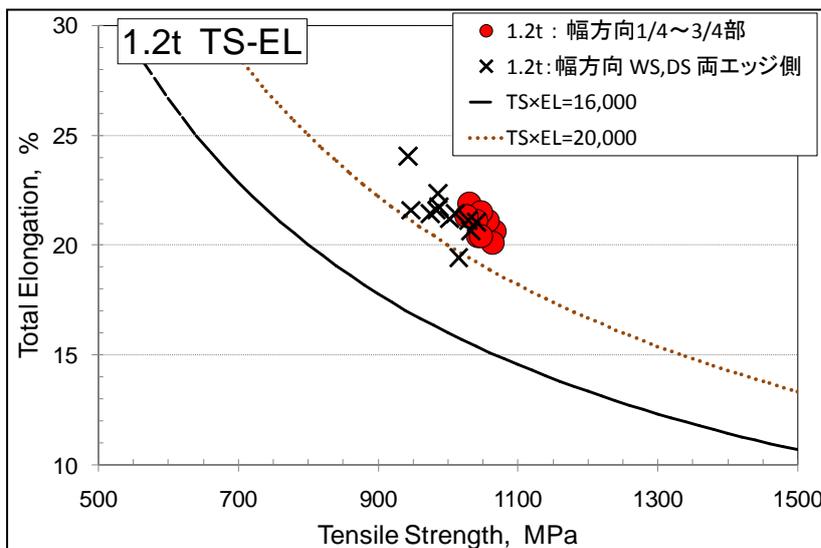
要旨図 3 強度-伸び特性 (t=1.4mm)



要旨図 4 強度-伸び特性 (t=1.2mm)



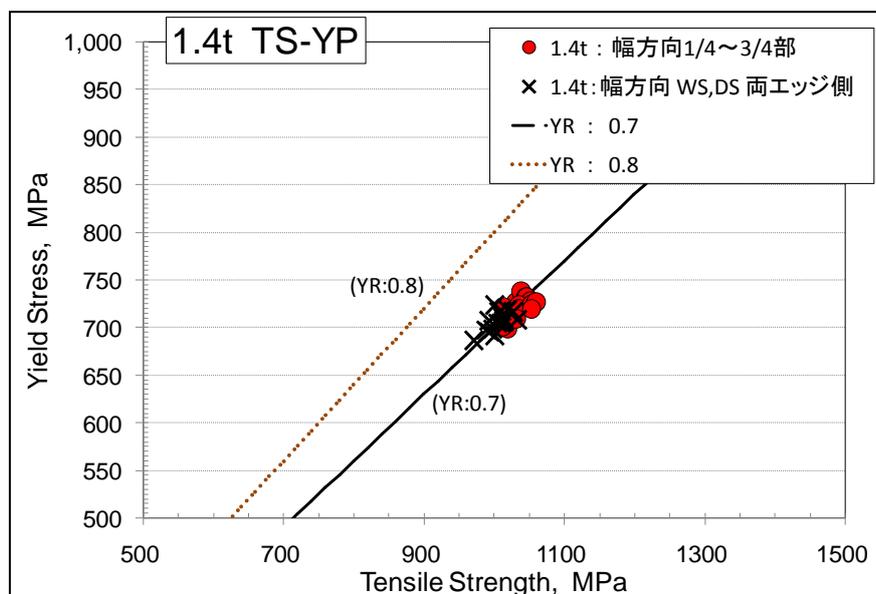
要旨図 5 強度-伸び特性のコイル幅方向の分布 (t=1.4mm)



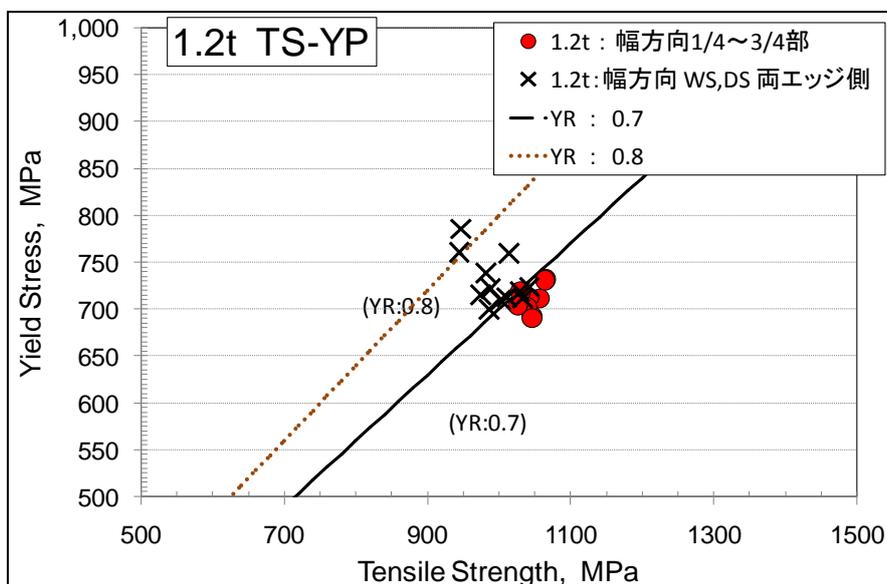
要旨図 6 強度-伸び特性のコイル幅方向の分布 (t=1.2mm)

板厚 1.2mm 材でも、1.4mm 材と同様に板幅方向を含めてもばらつきは非常に小さく、現行高炉材の $TS \times EL = 16000 \text{MPa} \cdot \%$ 線を大きく上回っていることが判る。

要旨図 3 と 4 で目標温度領域のコイル部位では強度・伸び特性が良く、その温度領域を外れた部位では特性が劣ることを示しているが、この理由は、特性が劣る部位の組織はパーライト+ベイナイト組織となっており、パーライトが破壊起点となっているためである。これに対して特性の良部は、微細ベイナイト+MA 組織となっており目標組織が得られていることが確認された。パーライトは、通板性重視でコイル前半では目標の冷却を行っておらず生成したものであり、所定の冷却制御を行うことにより回避できる。



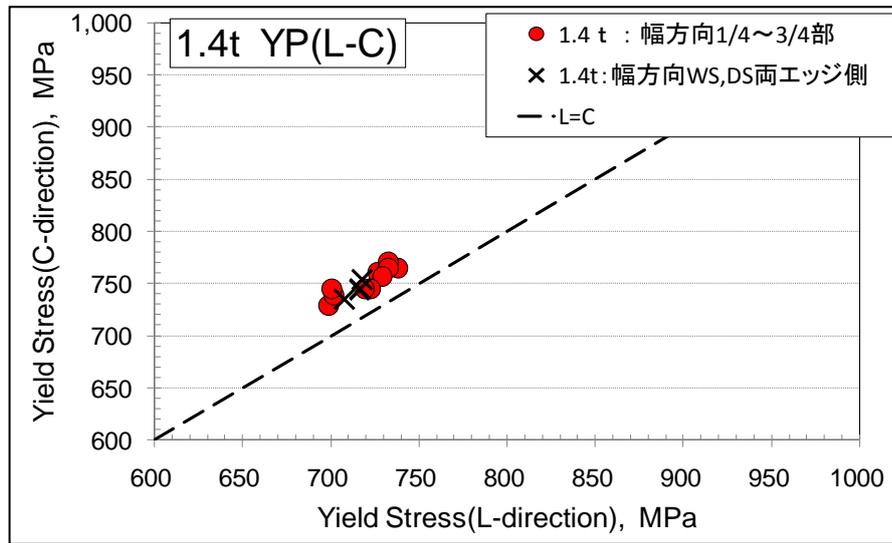
要旨図 7 引張り強さと降伏強度の関係 (t=1.4mm)



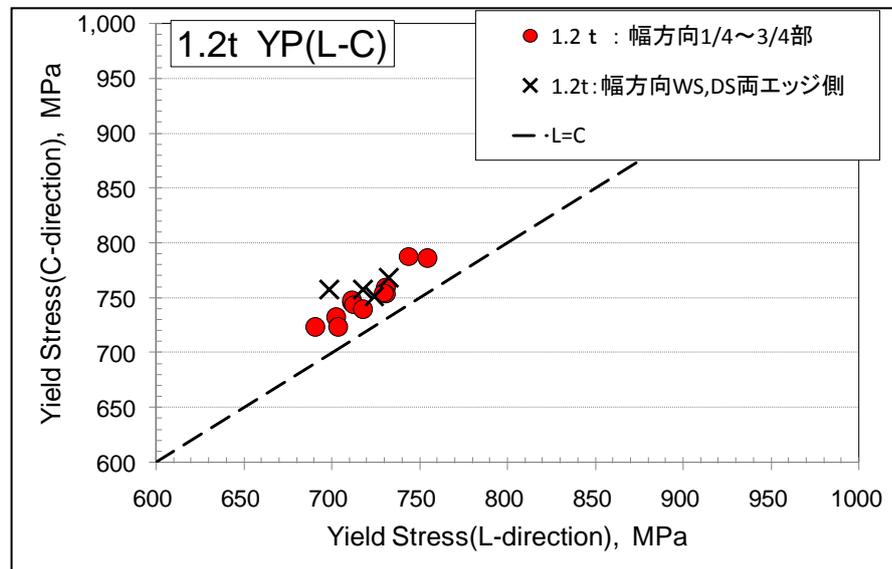
要旨図 8 引張り強さと降伏強度の関係 (t=1.2 mm)

車体の強度設計上、材料の降伏強度は重要であり構造部材の耐力を決定づける特性である。要旨図 7 と 8 には、引張り強さと降伏強度の関係をコイル幅のエッジ部分とそれ以外の内側の部分に分けて示している。板厚 1.4mm 材ではコイルの幅方向に依らず降伏比 0.7 の水準に収

斂しており、構造強度の安定性にとって優れた状態にあると考えられる。一方、板厚 1.2mm 材ではコイル幅方向においてエッジ部分は降伏比が高い方に変動する傾向を示すことがわかる。コイル幅方向全体で見れば、降伏比は 0.7~0.8 の範囲にあると言えるが、この強度クラスの鋼板においては絶対値で見れば必ずしも大きな変動とは言えないと思われる。この変動は要因は、エッジ部は板幅中央部に比較して冷却しやすく、より多くの MA からなるマイクロ組織となった為ではないかと考えられる。板厚 1.4mm のコイルでは、特にエッジ部の冷却に配慮した温度制御をするまでもなく安定した降伏強度が得られるが、板厚 1.2mm の板厚では冷却されやすくコイルエッジ部の製造時の温度制御に考慮する必要があるものと考えられる。



要旨図 9 降伏強度の異方性 (t=1.4mm)



要旨図 10 降伏強度の異方性 (t=1.2mm)

要旨図 9 と 10 には、圧延方向とこれに直交する方向の降伏強度を示している。板厚 1.4mm と 1.2mm の両コイル共に圧延方向に直交する C 方向が降伏強度が高く異方性があることを示している。今回のコイル製造条件をみると仕上げ圧延出側温度が設定に対して 50℃程低めとなっており、仕上げ圧延の最終スタンドでの圧下加工組織の影響が残っているものと思われる。この異方性は、仕上げ圧延出側の温度を高めシフトさせ、オーステナイトを完全再結晶させることにより低減出来るものと考えられる。

車体用鋼板としての重要特性

試作コイルの機械的特性を代表する部位からサンプリングし、成形性、溶接性、化成処理性、部材の衝撃圧壊特性、及び耐遅れ破壊性の評価を行った。これら諸特性の内、車体性能上、特に重要な特性は、1) スポット溶接部強度の安定性であり、その裏付けとして安定した破断形態を示すこと、2) 衝突のような大変形下で安定的塑性変形を示すことであり材料破断のような破壊現象を伴わないこと、3) 十分な耐遅れ破壊性を有することである。特にこの強度クラスの鋼種で大きな伸びを得ようとすると、TRIP 効果に依存したマイクロ組織を採用するケースが多くみられるが、TRIP による塑性誘起マルテンサイトは耐遅れ破壊性の点から懸念される組織である。また、このような鋼種では炭素含有量も 0.2% 近傍とする場合が多く、良好なスポット溶接性を得るのが困難になる傾向を持つ。適用性評価においては、このような点に留意した評価が必要である。今回の 1.2mm と 1.4mm 試作材ともに、1) スポット溶接性については最も応力的に厳しい十字継ぎ手の剥離試験においてもボタン破断、あるいは HAZ 部破断形態を呈し、安定的破断モードとなり安定強度を得る結果となった。そのスポット溶接において特別の溶接条件や溶接設備は不要なこと。2) 部材の衝撃圧壊試験では、破断を示さず安定座屈モードを示した。3) 耐遅れ破壊性評価は、鋼板の切断面を形成し、それを 0.1N の塩酸水溶液に浸漬し切断面の観察を行ったが、水素脆化による亀裂発生はみられなかった。その他、特に問題となる特性はなかった。

今回試作した鋼板は、一連の評価を通じて車体適用上の基本特性を兼ね備えていると考えられる。

今後の課題

材料特性として、そのばらつきを更に低減するための課題としては、以下が必要である。

- ・異方性を低減すること。(仕上げ圧延温度制御範囲の明確化)
- ・コイル幅方向においてエッジ部の温度制御方法の検討(板厚 1.2mm クラスの場合)

但し、これらは試作を通じて十分解決可能と考えられる。

製造性については、圧延の安定通板性については検討を重ねる必要はあるが、今回の試作を通じて制御目標の参考情報を得ることが出来た。今回の試作において、

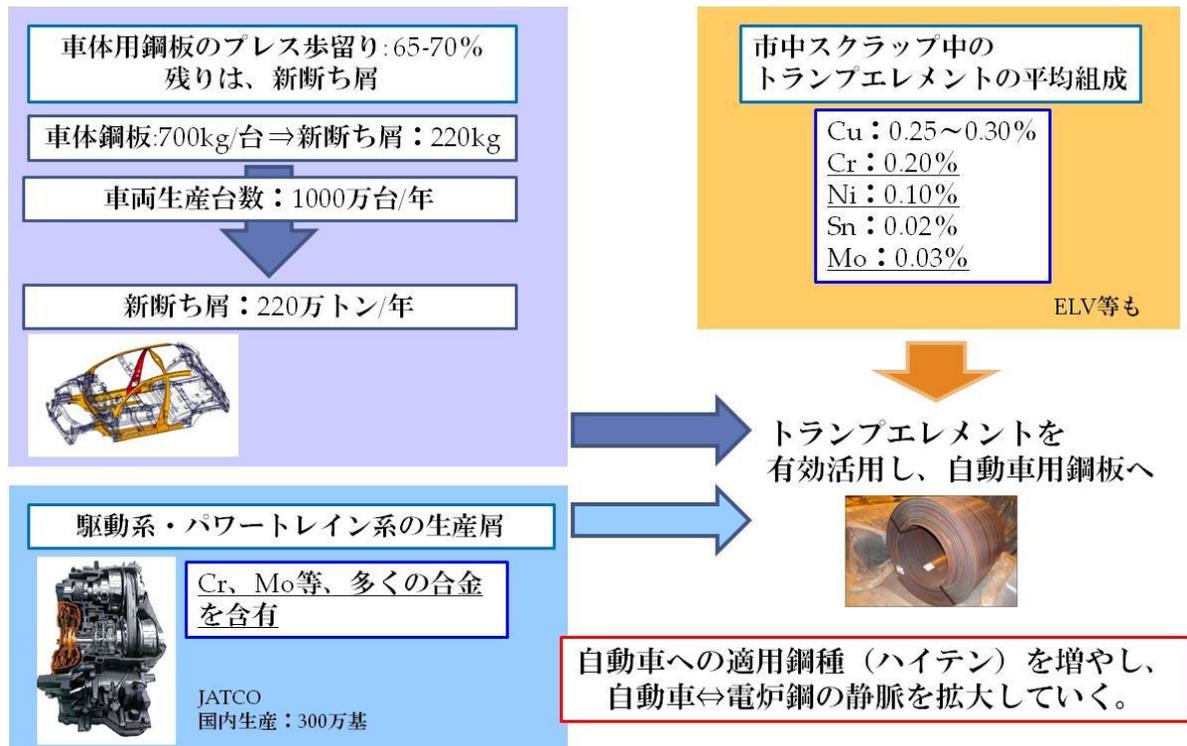
- ・車体実用領域での板厚を量産設備で試作出来たこと、
- ・機械的特性は、現行の高炉材と比較しても十分に優れたものが得られたこと、
- ・車体性能上の重要特性についても満足出来る結果を得たこと、

が確認された。今後、自動車鋼板として仕上げていく観点と適用範囲を拡大していくために、以下の課題に取り組む必要があると考える。

- 1) 自動車用鋼板が建材向け等と最も大きく異なる特性は表面品質であり、極めて平滑な表面性状と防錆性能にリンクする均一で安定的な表面機能である。電炉鋼特有のランプエレメントは製造プロセスを通じて表層濃化するなど表面品質への影響が指摘されており、電炉鋼表層品質制御技術として構築していく必要がある。
- 2) 表層品質制御技術を通じて、表面処理鋼板化を計り、車体の防錆鋼板仕様への適用を図っていきたい。

資源性と自動車産業への循環

要旨図 11 に示すようにスクラップ中には、今回試作の高張力鋼板製造に必要な合金元素を含有している。また、廃車（ELV）は貴重な合金元素を多く含有する貴重な鉄源とも言える。これらの合金、鉄源を有効に活かし高機能な自動車鋼板へ循環させることが出来れば、日本国内に太い鉄スクラップ資源循環の静脈を形成することができ、これは経済的にみれば価格・コストの安定に寄与すると共に、環境負荷の削減に寄与すると考えられる。これらを実現するには業界横断的な取り組みが必要であるが、本事業を切っ掛けとして資源循環の新たなビジネスモデル、あるいは環境モデル構築につなげて行きたいと考える。



要旨図 11 自動車産業への資源循環

Summary

Energy consumption and CO₂ emissions in steel production by electric arc furnace mills is one quarter to one third that of blast furnace mills. Furthermore, electric arc furnace steel is the most appropriate method for effectively reusing or recycling valuable iron and steel scrap (hereinafter referred to as “steel scrap”) from high quality steel sheet containing rare earth. Such steel sheet is used in automobiles and many other products. For that reason, steel production by electric arc furnaces has an essential role to play in building a recycling-oriented or low carbon emission society.

Electric arc furnace mills can now manufacture high-quality steel sheet using waste scrap obtained from the scrap market as the main raw material. This has been made possible by technology that enables the production of high quality steel materials through the application of tramp elements or precious metals from low grade scrap and advanced process control that prevents the brittleness caused by copper and reduces compositional disparity. As a result, it is thought that electric arc furnace mills can now make steel sheet of sufficient quality for automobile manufacture. If domestic steel scrap could be recycled back to the automotive industry, the country’s largest consumer of steel, the scale of that industry’s consumption would produce a large flow of recycled resources. We have set ourselves the challenge of manufacturing steel sheet for automobiles using the electric arc furnace method with 100% steel scrap as raw materials, achieving so-called Product-to-Product recycling of resources in the automotive industry.

Important points in considering the recycling of steel scrap as steel sheet for automobiles include 1) establishing a broad collection network sufficient to deal with the growing use of higher tensile steel and thinner sheet in the automotive industry, 2) being able to produce stable properties to ensure confident use of products, and 3) effectively utilizing the alloy elements typically included in recycled steel scrap to produce high-performance steel sheet. In the current research project, based on the results of the FY2012 research project, we conducted further manufacturing of prototype steel sheet to address issues in achieving actual use of recycled steel in automobile bodies.

FY2012 Research Project Results

We conducted manufacturing of prototype steel sheet suitable for automobiles using the structure manufacturing technology based on fine grains developed by the Ultra Steel Project led by Japan’s National Institute for Material Science (NIMS) adapted to bainite structures, obtaining the following results.

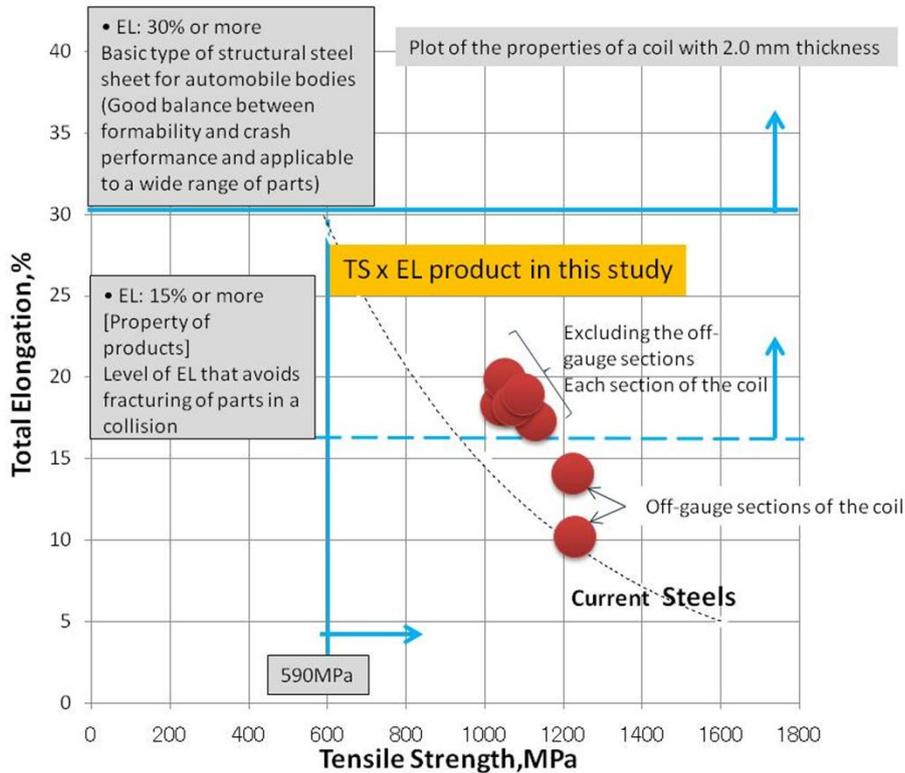
- Trial manufacturing of steel sheet suitable for automobiles using 100% steel scrap (50:50 mix of *new scrap waste* and heavy scrap).

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

- Manufacturing of prototype steel using volume production facilities with a balance of tensile strength (TS) and elongation (EL) equivalent or greater than 980 MPa class steel used by blast furnace mills (See Summary Chart 1).
- Even in the sections where the coil winding temperature (CT) fluctuated significantly from the targeted temperature, the TS-EL product remained stable (trial manufacturing

thickness: 2.0mm).

- In comparing properties for different uses, we did not find any problematic properties in comparison with current blast furnace products.



Summary Chart 1: FY2012 Research Project Results: TS-EL Properties of Prototype Steel Sheet

Goals of Prototype Steel Manufacturing in Current Fiscal Year

The prototype steel sheet manufactured in FY2012 utilized the structure manufacturing technology based on fine grains developed by the Ultra Steel Project led by NIMS adapted to bainite structures where 1) the fine granulation was refined using the thermo mechanical treatment process during hot rolling processing (γ grain size: 10 μm level), 2) bainite and martensite-austenite constituent (MA) structures were formed from the fine prior- γ grains, 3) the material was wound into coils of steel within the γ range and bainite transformation achieved. As a result, the prototype steel sheet was high-performance steel sheet made with a highly robust manufacturing process.

In FY2013, the original manufacturing concept and composition of materials, etc., remain the same as did the goals of achieving tensile strength (980 MPa class) and elongation (16% or more). However, we also set the following new goals.

1. Use 100% steel scrap of which 30% or less will be *new scrap waste* (remainder heavy scrap).
(Reduce dependence on *new scrap waste* in consideration of stable procurement of suitable scrap)
2. Sheet thickness to be from 1.2 mm to 1.4 mm.

(trial manufacture of sheet thickness within the scope of practical application to address high tensile and thin sheet needs of automobile steel sheet)

3. Verify the TS-EL balance across the steel sheet and in the rolling direction.

Based on these goals, we aimed to ensure stable product quality that could be maintained under large volume manufacturing conditions.

Targeted Composition and Actual Constituents of the Prototype Material

The constituents of the prototype material are as indicated in Summary Table 1 below. In our trial manufacturing for this year, the proportion of *new scrap waste* in the steel scrap used was 16%. Since this figure falls within the average ratio of *new scrap waste* in steel scrap sold on the domestic market over the past five years (10% to 20%), it is thought that our results simulate those obtained from using market-sourced steel scrap. In the previous year, our prototype material contained a low concentration of copper (Cu = 0.16%) because of the high proportion of *new scrap waste* (50%). This year, however, Cu = 0.24%, which is equivalent to the average concentration found in market-sourced steel scrap.

Summary Table 1: Composition

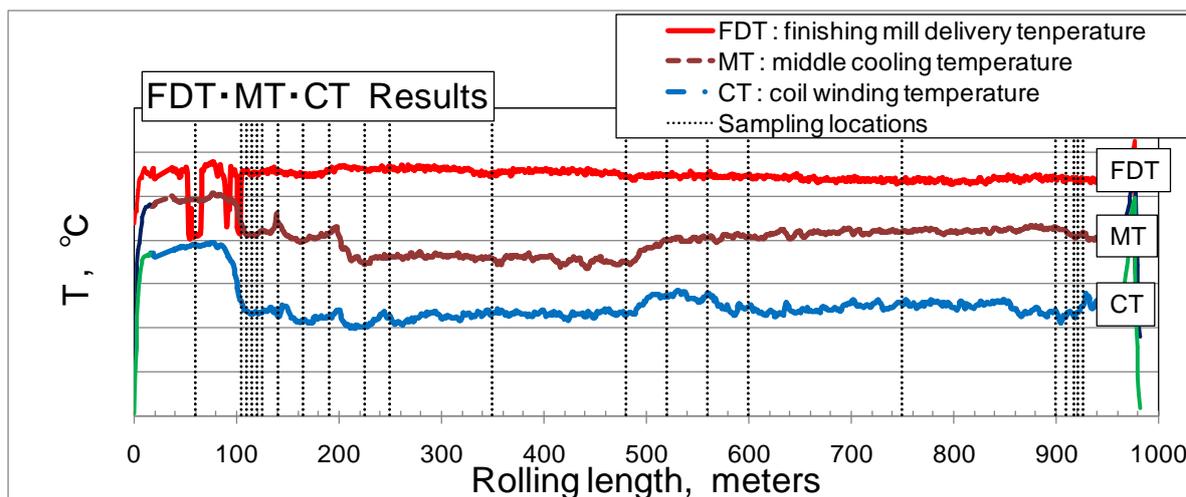
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
	%								
Targeted	0.19-0.20	≥0.10	0.40	0.015	0.003	0.30	0.10	≥1.00	>0.30
FY2012 results	0.18	1.108	0.53	0.029	0.005	0.16	0.11	1.01	0.30
FY2013 results	0.20	1.001	0.43	0.032	0.007	0.24	0.11	1.01	0.30

	V	Nb	AL	Sn	Pb	B	Ca	Ti	O	N
	%								ppm	
Targeted	-	-	0.030	0.015	-	-	-	-	20.00	40
FY2012 results	0.017	0.007	0.023	0.018	0.010	0.0016	0.0020	0.008	36	78
FY2013 results	0.013	0.009	0.009	0.019	0.000	0.0026	0.0017			67

Manufacturing Performance of the Prototype Coil

Because the manufacture of prototype coil with a thickness of 1.4 mm and 1.2 mm involved rolling this class of high tensile strength steel for the first time, we gave priority to threading performance in the finishing rolling process. For the first half of the coil length, we began rolling with a temperature slightly higher than the targeted temperature for structure control and shifted down to the targeted temperature control value after verifying that coil winding was stabilized. Summary Chart 2 shows the rolling temperature results when producing prototype steel sheet with 1.2 mm thickness, where the shift to the

targeted temperature control value can be seen starting around the 500 meter rolling length point. Samples were obtained from the coil and steel properties mechanically evaluated at the points shown by the vertical broken lines on Chart 2. Samples were taken at 18 locations over the rolling length of the 1.4 mm coil and at 22 locations of the 1.2 mm coil. For each sampled location, a test piece was cut across the width of the coil and tensile strength tested in the direction of rolling for 11 points and at right angles to the rolling direction at 7 points in order to evaluate the characteristic scatter in TS over length and width. Quality verification testing was carried out by taking appropriate sampling based on the results of the elongation tests.

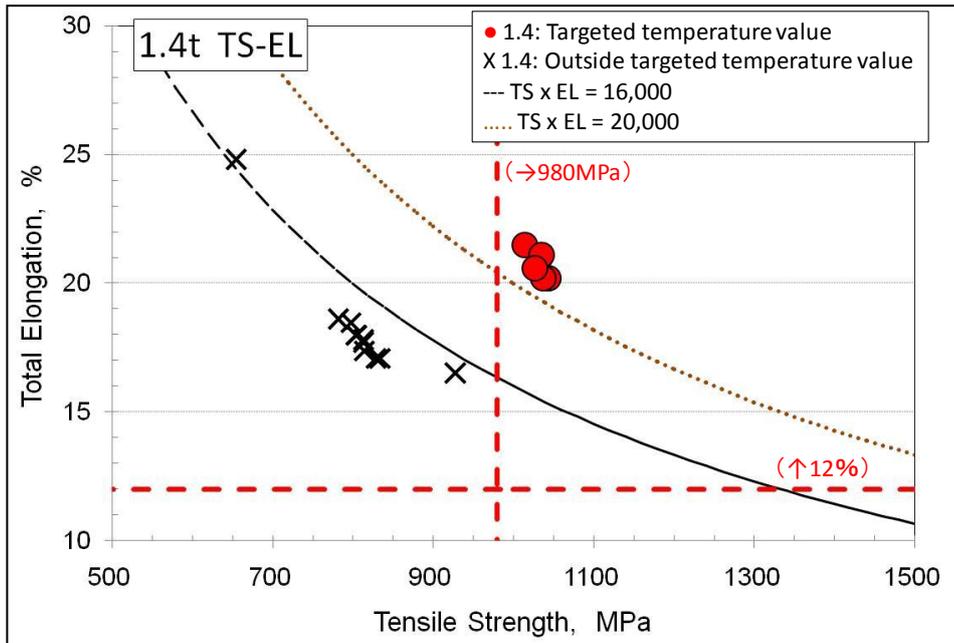


**Summary Chart 2: Rolling Temperature Results
(t = 1.2 mm coil)**

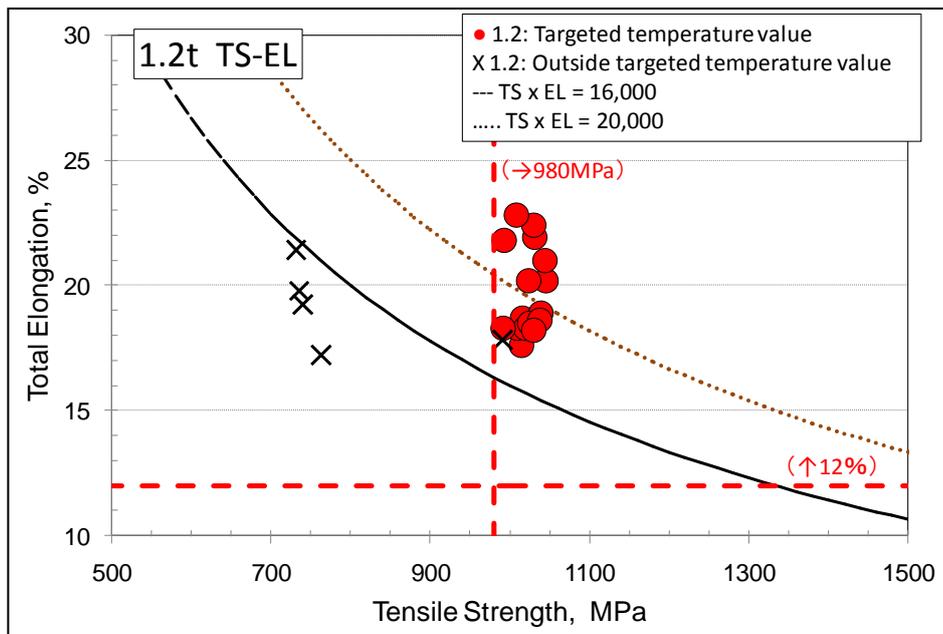
Values of Mechanical Properties

Summary Chart 3 (t = 1.4 mm) and Summary Chart 4 (t = 1.2 mm) indicate the TS-EL properties of the prototype coil in the direction of rolling at a point $\frac{1}{4}$ across the width. In the charts, the red dots (●) represent points in the targeted temperature control zone while the x marks plot the points outside the targeted temperature control zone. The red dotted lines represent the minimum TS and EL standards for 980 MPa cold-rolled steel sheet for automobiles. The properties of current 980 MPa class steel sheet lie close to the TS x EL = 16,000 (MPa,%) line. As can be seen by the position of the points within the targeted temperature control zone for the prototype sheet with t = 1.2 mm and t = 1.4 mm, the prototype sheet meet the standards and also can be found to have superior TS-EL balance compared with current blast furnace mill products.

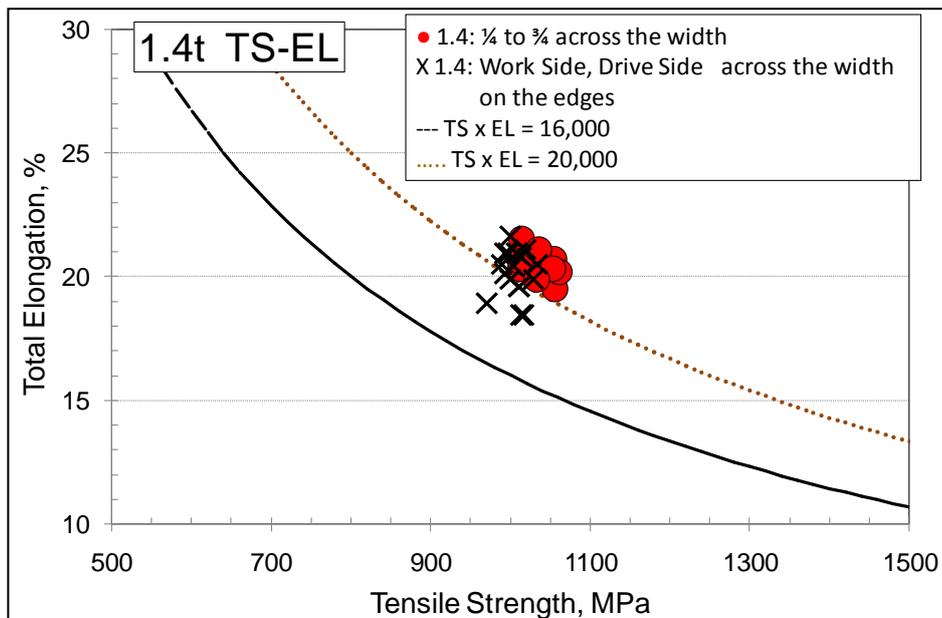
Summary charts 5 and 6 indicate the TS-EL properties for the t = 1.2 mm and t = 1.4 mm prototype steel sheet for points within the targeted temperature control zone across the coil width. The red dots (●) represent points from one quarter to three quarters across the coil while the x marks represent the properties of points on both edges. It can be seen that the t = 1.4 mm prototype steel has extremely limited scattering even across the width of the coil and lies substantially above the TS x EL = 16,000 (MPa,%) line for current blast furnace products.



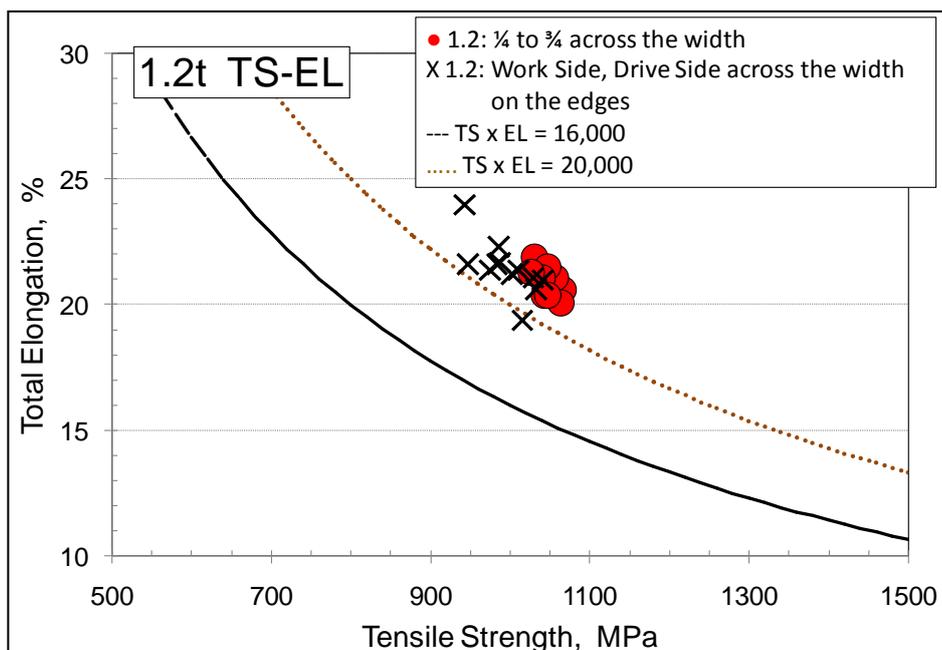
Summary Chart 3: TS-EL Properties (t = 1.4 mm)



Summary Chart 4: TS-EL Properties (t = 1.2 mm)



Summary Chart 5: Distribution of TS-EL Properties Across the Coil (t = 1.4 mm)

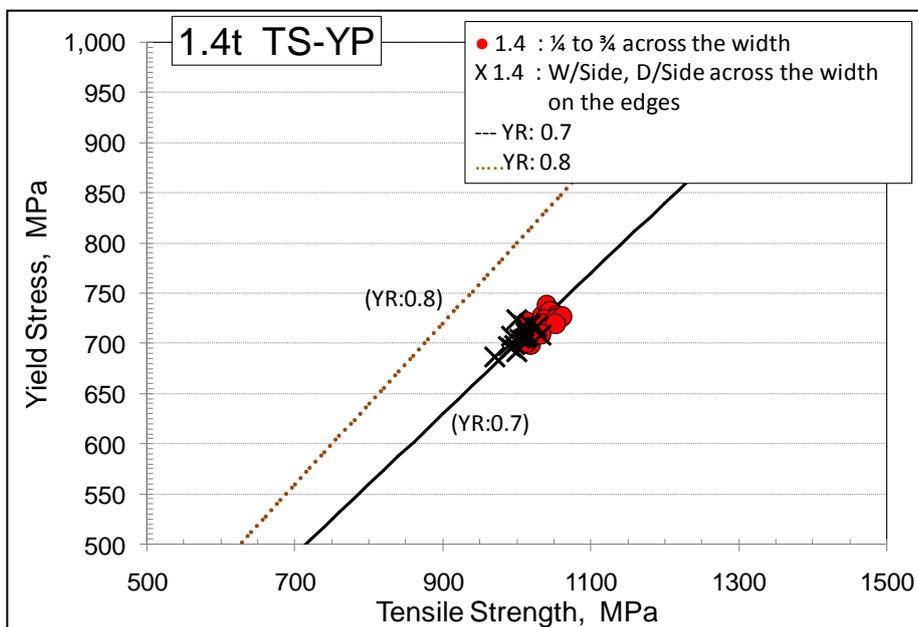


Summary Chart 6: Distribution of TS-EL Properties Across the Coil (t = 1.2 mm)

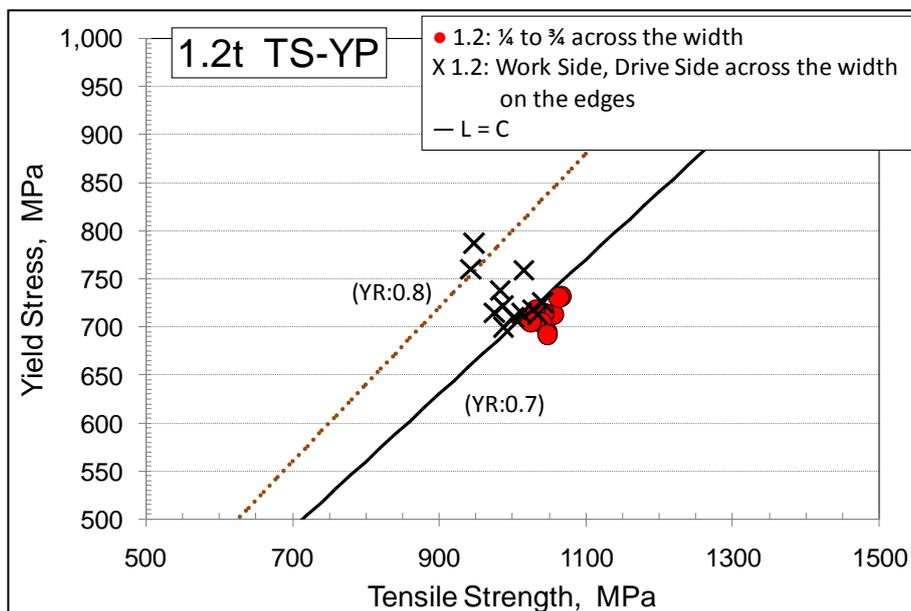
Similar to the t = 1.4 mm material, the prototype material with t = 1.2 mm also has extremely limited scattering even across the coil and lies substantially above the TS x EL = 16,000 (MPa,%) line for current blast furnace products.

Summary charts 3 and 4 demonstrate that TS-EL properties are good for points within the targeted temperature control zone while those points outside the targeted temperature control zone are inferior. The reason is that the structure at the points with inferior properties was a pearlite + bainite structure where pearlite was at the fracture origin. In comparison, the points with good properties were bainite + martensite-austenite

constituent (MA) structures, confirming the targeted structure had been achieved. The pearlite structure occurred because the targeted cooling was not carried out in the first half of the coil because of the priority giving to threading performance. Its formation can be avoided by using specific controlled cooling.



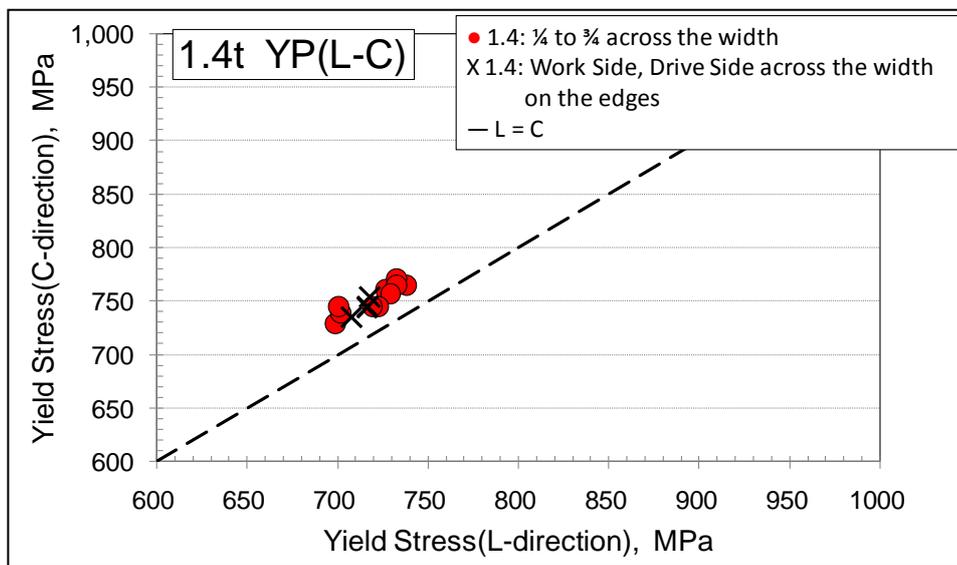
Summary Chart 7: Relationship between tensile strength and yield point (t = 1.4 mm)



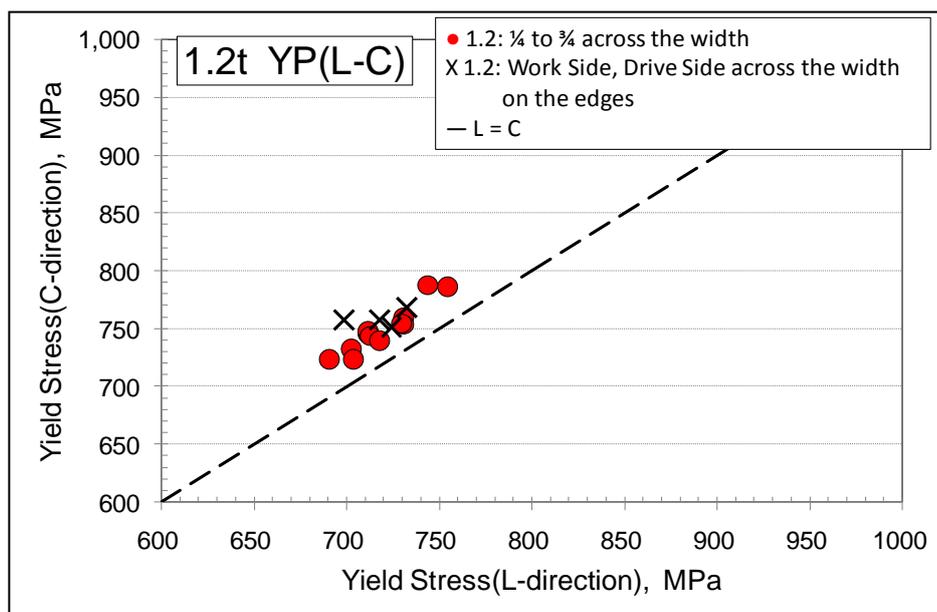
Summary Chart 8: Relationship between tensile strength and yield point (t = 1.2 mm)

In engineering automobile body strength, the yield point is important because its properties determine the structural strength of the material. Summary charts 7 and 8 show the relationship between tensile strength (TS) and yield point (YP) on the edges of the coil width and those on the section between the two edges. In the 1.4 mm prototype steel sheet the yield-tensile ratios (YR) were concentrated around 0.7 regardless of where the test

points were on the coil, suggesting excellent structural strength stability. On the other hand, the TY across the width of the 1.2 mm prototype steel sheet show a tendency for the YR to rise on the edge portions. If the entire width of the coil is considered, the YR can be said to fluctuate in the 0.7 to 0.8 range, but with this tensile strength class of steel, if the absolute values are considered, it can be said that these variations are not necessarily large. The reason for the differences is thought to be that there is a greater amount of microstructures resulting from martensite-austenite constituents (MA) in the edge portions because they tend to be easier to cool than the middle portion across the coil. With the 1.4 mm prototype steel sheet, a stable YR can still be achieved without considering any special temperature control of the cooling of edges, but in the case of the 1.2 mm steel sheet it would be necessary to give some consideration to temperature control during the manufacturing process to counteract the ease with which the edges of the coil cool.



Summary Chart 9: Anisotropic nature of yield point (t = 1.4 mm)



Summary Chart 10: Anisotropic nature of yield point (t = 1.2 mm)

Summary charts 9 and 10 show the yield point in the rolling direction and perpendicular to rolling. Both the 1.4 mm and 1.2 mm prototype steel sheet demonstrated an anisotropic nature in that the YP in direction C perpendicular to the rolling direction had higher YP values. Looking at the coil manufacturing conditions for the current project, it is through that the finishing rolling exit temperatures were low, resulting in the reduction deformation structure continuing to affect the steel sheet after entering the final stand post-finishing rolling. We believe that this anisotropy can be reduced by shifting to a higher finishing rolling exit temperature and ensuring complete recrystallization.

Important Properties for Automobile Body Steel Sheet

We took samples from the portion of the prototype coil chosen to represent the mechanical properties of the coil and evaluated formability, weldability, chemical treatability, crushability on impact of parts, and delayed fracture resistance. Among these properties, those especially important for improving the performance of automobile bodies are 1) the stability of spot welding strength and, underpinning that property, the demonstration of a stable fracture form, 2) demonstration of stable plastic transformation under large deformations such as experienced with collisions without accompanying breakdown phenomena, such as material rupturing, and 3) adequate delayed fracture resistance. Particularly with this class of high grade tensile strength steel, when large elongation values are desired, microstructures dependent on the transformation induced plasticity (TRIP) effect are used in many cases. However, transformation induced martensite is a brittle structure from the perspective of delayed fracture susceptibility. Moreover, in this grade of steel, the carbon content is close to 0.2% in many cases, making it difficult to achieve good spot weldability. In both the 1.2 mm and 1.4 mm prototype steels, 1) using the cross tension test, the most stressful testing method, button fracture or heat-affected zone (HAZ) fracture forms were observed, resulting in a stable fracture mode and hence stable weld strength. For such spot welding, no special welding conditions or welding equipment are required; 2) in the crushing on impact test for parts, no fracturing was demonstrated and a stable buckling mode was observed; 3) in the evaluation of delayed fracture resistance, the surface of a cross section of the steel sheet immersed in an 0.1N aqueous solution of hydrochloric acid was observed. However, no crack generation from hydrogen embrittlement was seen. Among other properties evaluated, none presented any problems.

Consequently, it was thought that the prototype steel sheet produced in the current project had the basic properties to be used in automobile bodies throughout the series of evaluations.

Future Issues

In terms of the properties of materials, the issues for further reducing the scatter of values are as follows.

- Reduce the degree of anisotropy (clarify the temperature control zone for finishing rolling).
- Determine methods to control temperature on the width edges of the coil (for 1.2 mm thickness steel).

These issues, however, are considered to be completely achievable through the trial manufacturing process.

- With manufacturability, it will be necessary to give repeated consideration to stable threading performance in rolling, however, the current trial manufacturing has provided reference data on control goals.

Through the current trial manufacturing, we verified the following.

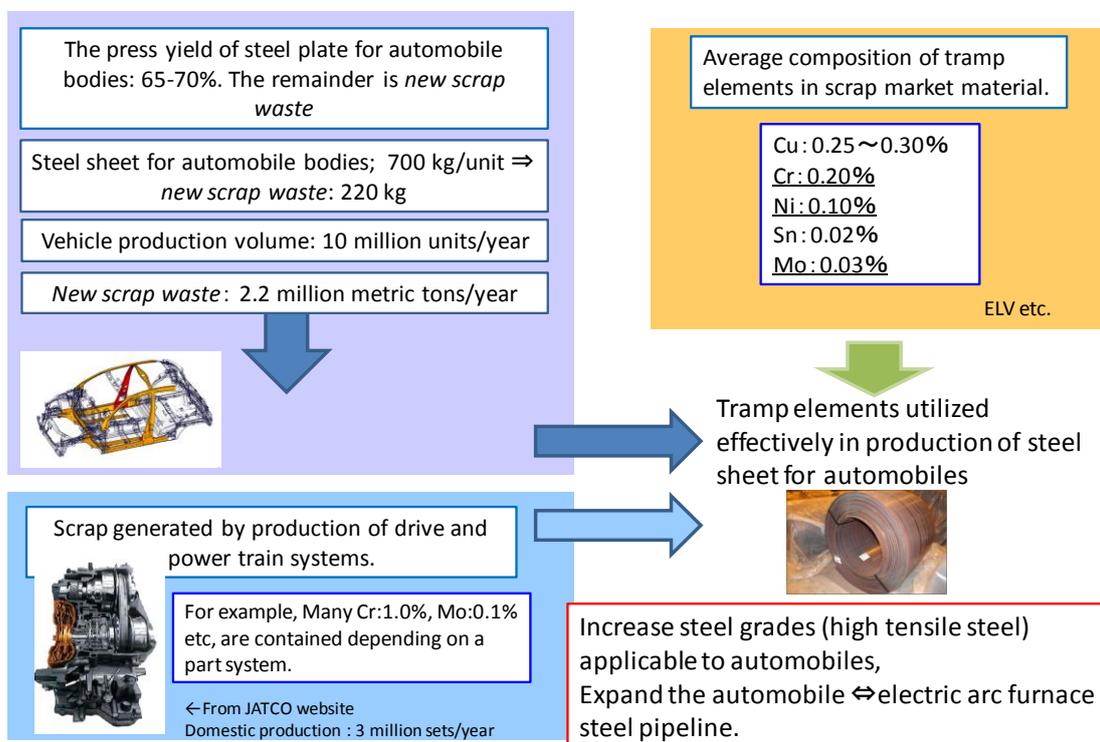
- We were able to manufacture a prototype steel sheet of a thickness within the range for use in automobile bodies using mass production facilities.
- The mechanical properties were proven to be suitably excellent, even in comparison with blast furnace products.
- The prototype materials satisfied all important properties for improving the performance of automobile bodies.

Going forward, from the perspective of completing our development of automobile steel sheet and of expanding the scope of application, we believe the following issues need to be addressed.

- 1) The property that differs steel sheet for automobiles the most from steel sheet for construction and other applications is surface quality. Steel sheet for automobiles must have extremely flat and corrosion resistant surfaces that are uniform and stable. Since it has been pointed out that the tramp elements in electric arc furnace mills affect the surface quality of steel by, among others, thickening the surface layer during the manufacturing process, it is necessary to develop technology to control the quality of the surface layer of electric arc furnace steel.
- 2) Using that surface layer quality control technology, we also plan to process the surface of the steel sheet to meet anti-corrosion specifications for use in automobile bodies.

Resource Properties and Recycling for the Automobile Industry

As shown in Summary Chart 11, steel scrap contains the alloy elements necessary for the production of high tensile steel sheet. Moreover, end of life vehicle (ELV) scrap is a valuable source of iron containing many precious alloy elements. If these alloys and source of iron can be effectively utilized and recycled into automobile steel sheet, it would create a large resource recycling network within Japan. From an economic point of view, it would contribute to stabilizing prices and costs. From the perspective of reducing CO₂ emissions, it would also contribute to reducing new CO₂ emissions. Realizing these advantages would require an industry-wide effort, but, taking the opportunity of our current research, we would like to develop a new business model or environmental model for resource recycling.



Summary Chart 11: Recycling for the Automobile Industry

目次

1. 業務の基本方針.....	21
2. 昨年度の成果及び本試作の目標.....	23
3. 試作条件.....	25
3.1 製造工程.....	25
3.2 目標成分.....	28
3.3 製鋼条件.....	29
3.4 圧延条件.....	29
4. 鋼板の試作.....	30
4.1 概要.....	30
4.2 製鋼.....	32
4.3 圧延.....	33
5. 鋼板の品質確認.....	36
5.1 サンプル採取.....	36
5.2 製品の化学分析.....	38
5.3 機械的性質.....	39
6. 品質等に関する検証.....	46
6.1 耐食性評価.....	46
6.2 溶接性評価.....	59
6.3 金属組織評価.....	65
6.4 遅れ破壊性評価試験.....	68
6.5 成形性評価.....	73
6.5.1 曲げ試験.....	73
6.5.2 穴広げ試験.....	74
6.5.3 エリクセン試験.....	76
6.5.4 深絞り試験.....	78
6.5.5 FLD.....	80
6.5.6 成形性のまとめ.....	81
6.6 ハット部材の衝撃特性.....	82
6.7 熱延鋼板の生産基礎評価.....	96
6.7.1 レーザー溶接性評価.....	96
6.7.2 表面特性評価.....	101
7. レアメタルの有効活用.....	122
7.1 ラボ溶解・ラボ圧延.....	122
7.2 品質確認.....	123
8. 評価.....	125
8.1 目標を達成する為の材料創製の考え方.....	125
8.2 得られた試作材の特性.....	126
9. まとめと今後.....	130
9.1 強度特性の自動車用鋼板規格との比較.....	130
9.2 今後の課題.....	131

1. 業務の基本方針

日本の鉄循環（図1.1）を見ると、鉄鉱石(天然資源)を1.4億トン輸入し、高炉で銑鉄とし、自動車用鋼板などの製品を製造している。一方、鉄スクラップ(リサイクル鉄源)は、4千万トン为原料として電気炉でリサイクルを行い、主に土木・建築用途の製品を製造しているが、都市鉱山といわれる老廃スクラップのうち約900万トン（2009年度）が輸出されており、国内で資源を有効活用できていない状況がある。アジア圏では今後の経済成長が期待され、その経年的結末として、日本の鉄スクラップの最大輸出国である中国・韓国が自国内で鉄スクラップを調達可能となる時期が近づきつつあるとも言われている。¹⁾したがって、鉄スクラップを土木・建築分野に限らず、自国内で広範な産業分野に循環させる高度利用技術実現の重要性が増しつつあると言える。

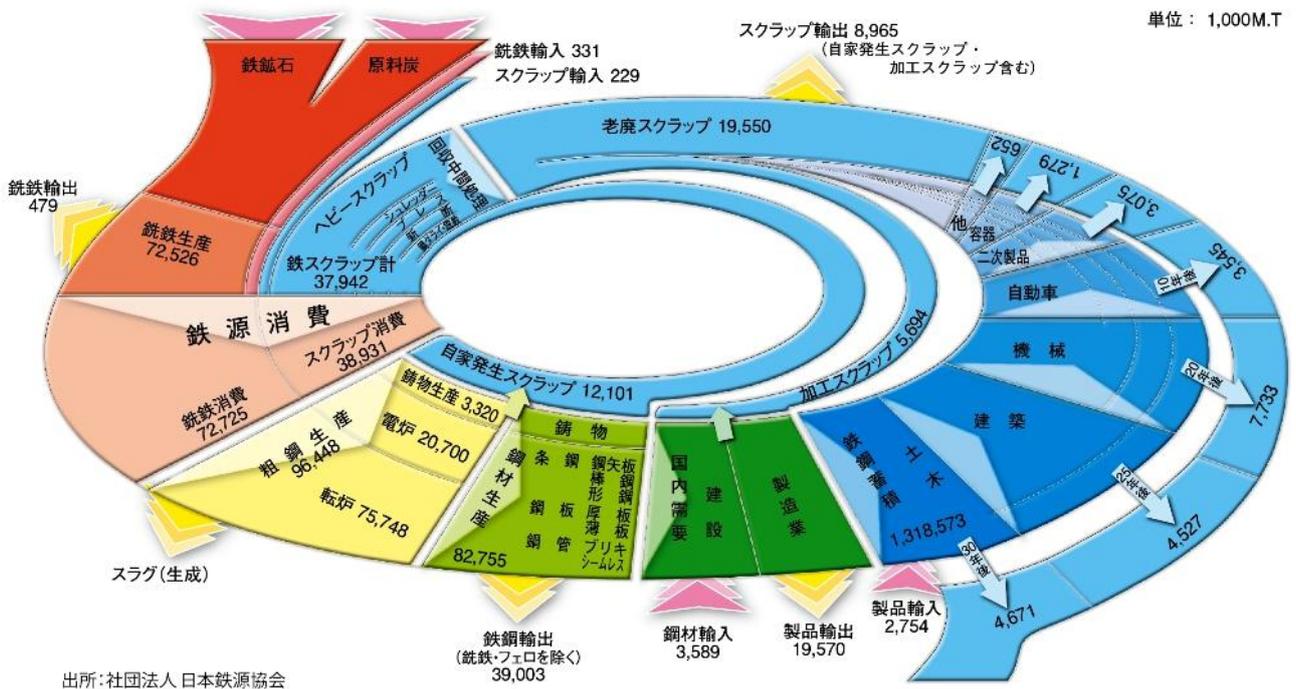


図1.1 日本の鉄鋼循環図（2009年度）

自動車産業から発生する鉄スクラップには、自動車の製造工程で生じる加工屑と廃車（ELV）になって生じる老廃屑があり、これら鉄スクラップは電気炉でリサイクルを行っている。しかし、製造される鉄鋼製品は主に土木・建築用途であり、いわゆる、品質低下を伴うカスケードリサイクルと呼ばれるものである。これら鉄スクラップを、最大の鉄鋼消費産業である自動車産業に自動車用鋼板として循環させることが出来たとしたら、その消費規模故に大きな資源循環フローが成り立ち得ると考えられる。本業務では、鉄原料を100%スクラップとし自動車用鋼板を電気炉法で製造し、自動車産業に戻す循環を対象とすることにした。いわゆる水平リサイクル、Car-to-Car実現への挑戦である。

現状、新たに自動車用鋼板を製造するには、海外から鉄鉱石を輸入して、高炉で銑鉄とし、レアメタルなどの合金元素を添加して自動車用鋼板とするプロセスを経由することとなる。

鉄鉱石やレアメタルの採掘に伴う環境負荷については一般的に、地表の直接的な破壊、資源採取や精錬作業に伴う水質汚濁、大気汚染、土壌汚染、また、大量の捨て石・不用鉱物の発生と不適切な処理等が挙げられる。

鉄スクラップのカスケードリサイクルから水平リサイクルへの実現によって、これら環境負荷の削減に寄与できるとともに、自動車由来の鉄スクラップ中に含まれるレアメタル等の有価金属を有効活用することによって、将来的にますます採用が進む高張力鋼の創製のために高度な利用ができる。

二酸化炭素排出量についても、前提として、日本国内において、鉱物資源から高炉法で製造される鉄鋼製品を、鉄スクラップを利用して電気炉法で製造される鉄鋼製品に置き換えた場合、二酸化炭素排出量は約1/4であり、電気炉法での鉄スクラップ資源循環が二酸化炭素排出量削減の方策として有効である。

このように鉄スクラップから自動車用高張力鋼板への循環は、環境的効果と鉄スクラップを原料とする鋼板製造の持つコスト競争力の両立が、真の資源循環を構築していくにあたっての要と考えられる。

本業務では、2012年度「鉄スクラップの高度利用化調査業務」における下記の成果を踏まえ、以下の業務を実施するものである。

FY2012の業務の成果

- ・ 100%スクラップから自動車用鋼板を試作した。
- ・ 強度980MPa水準の現行高炉材に対して強度－伸びバランスが同等以上の材料を量産設備で試作することが出来た。
- ・ コイル巻き取り温度（CT）の目標からの変動が大きい部位においても、強度－伸びは安定した特性が得られた。
- ・ 各種利用特性評価においても現行高炉材と比較して特に劣る点は認められなかった。

自動車鋼板として実際に車体に適用されるには、さらなる検討課題があるが、良好な製造性確保の点からは、コイルの品質特性のバラつきの最小限化がある。

そこで、FY2013の調査業務では電炉での自動車構造用鋼板の実用化を目指した業務、

- ・ 大量生産に耐えうる品質安定性の確保の観点から、実際の自動車での適用板厚領域での安定品質確保を目標とした取り組みを行う。
- ・ さらに製造時に使用するレアメタル等の削減等に関する基礎的検討、及びスクラップ特定品種の利用等の検討を行う。

1) CO2削減のための鉄鋼業と自動車産業の将来：長井 寿、シンポジウム「車体構造形成におけるCO2削減の新展開」(No. 1-10)

2. 昨年度の成果及び本試作の目標

昨年度の「平成24年度鉄スクラップの高度利用化調査業務」において、スクラップを原料に自動車構造用鋼板を試作し以下の実績を達成した。

1. スクラップ使用比率 100%（新断ち比率：50%）で製造できた。
2. 鋼板の厚み 2mm
3. オフゲージ部（コイル先後端部）を除き強度－伸びバランスが安定していた。

ただし、これら実績に対して以下のような課題も見えてきた。

1. 新断ち比率 50%では比率が高く、安定調達に懸念がある。
2. 自動車用鋼板として量産するためには、1.4mm以下の薄板化が必要である。
3. 板幅・圧延方向の強度－伸びバランスの確認が出来ていない。

そこで、本業務においてはこれら課題を解決すべく、電気炉での自動車構造用鋼板の実用化を目指した目標設定とした。

1. スクラップ使用比率 100%、かつ、新断ち比率 30%以下
（新断ち屑依存を下げ、スクラップの安定調達性を考慮）
2. 鋼板の厚み：1.2mm～1.4mm
（車体鋼板の高張力・薄板化へ対応し実用領域での板厚で試作）
3. 張力特性は 590MPa 級 DP 鋼板の強度（TS）590MPa 以上とし、TS と伸び（EL）の積（TS×EL）16000 以上。
さらに、本業務では板幅・圧延方向の強度－伸びバランスの確認を行う。

以上を通じて、大量生産に耐えうる品質安定性の確保を目指す。

本業務の全体フローを図 2.1 に示す。実機での試作（4 章）を行い、先に設定した目標値の達成確認（5 章）、及び自動車用鋼板としての要求品質を満足しているか確認（6 章 1～6）を行うとともに、弊社酸洗ラインでの実機試作を考慮した調査（6 章 7）を行う。

また、今後、目標組織の生成条件最適化と合金添加量削減、及びスクラップ配合の最適化のために最適な成分系を検討する必要がある。その事前確認の試験として、ラボレベルの基礎調査（7 章）を行った。

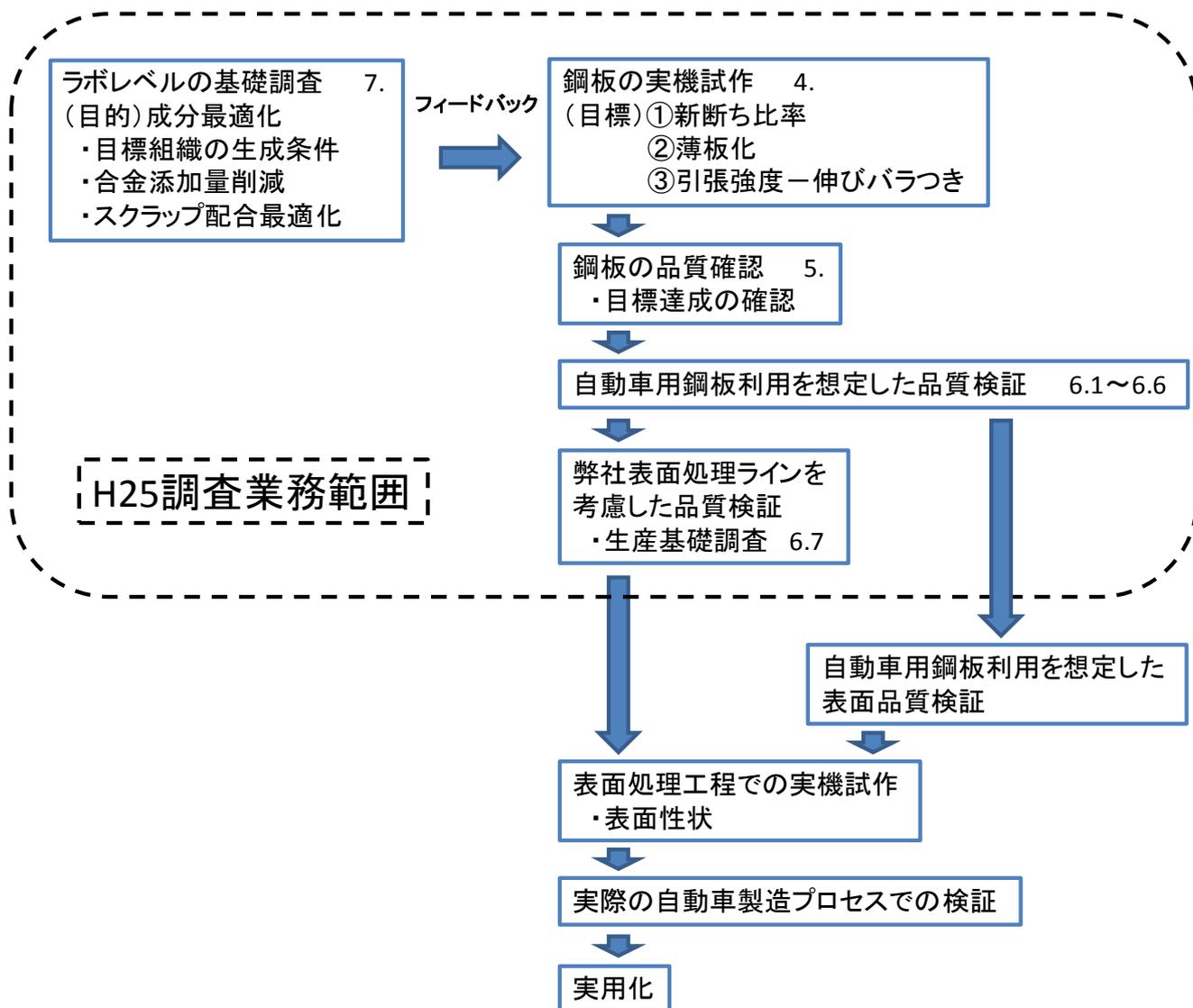


図 2.1 本業務の全体フロー

3. 試作条件

3.1 製造工程

本業務は、環境省「平成 25 年度鉄スクラップの高度利用化調査業務」として、鉄スクラップを主原料に自動車用鋼板を試作し、製鋼・圧延した酸洗鋼板製品の品質を検証することで、鉄スクラップの利用用途拡大を目指したものである。

自動車用鋼板の試作製造は昨年度同様図 3.1 に示すように、東京製鐵(株) 岡山工場（以後、岡山工場）の電気炉工場で半製品鋼片（スラブ：SL）を鑄造して、この SL を東京製鐵(株) 田原工場（以後、田原工場）の圧延設備で熱延鋼板とし、熱延鋼板を岡山工場のレベラー（LV）で切板カットシートするという工程で行った。



図 3.1 試作製造体制

実機で試作した自動車用鋼板について、品質確認と品質検証試験のための試験を行った。また、溶製成分・圧延条件の最適化のため、ラボにて試作・評価する確認試験を並行して実施した。

本試作の自動車用電気炉鋼板は、鉄スクラップを主原料として、以下の工程で製造した。

(1) 鋼材の試作(製鋼)：岡山工場

鉄スクラップ原料を配合し、電気炉に投入する。電気炉では電気エネルギーと酸素吹きつけによりスクラップを溶解する。溶解後の鉄を取鍋で受け、炉外製錬にて化学成分を調整し、連続鑄造設備にてスラブに鑄造する。

(2) 鋼材の試作(圧延)：田原工場

スラブを保熱炉にて再加熱し、表面に付着しているスケールをデスクーリングする。その後、粗圧延、中間炉にて温度均一化させてから仕上圧延する。圧延後は急速冷却装置にて温度制御して鋼板を巻き取る。鋼板の厚みは自動車の車体で使用される薄鋼板と同等のものとする。

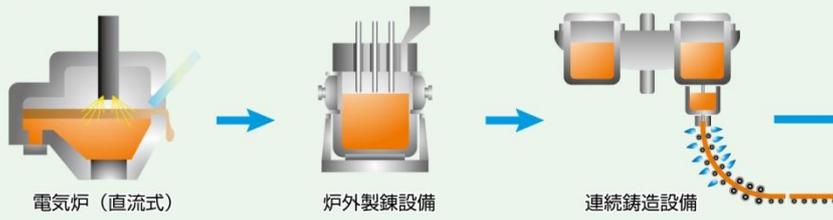
(3) 鋼材の試作(レベラー加工)：岡山工場

圧延コイルをレベラーラインにて、形状修正後に所定長さに切断してシートにする。

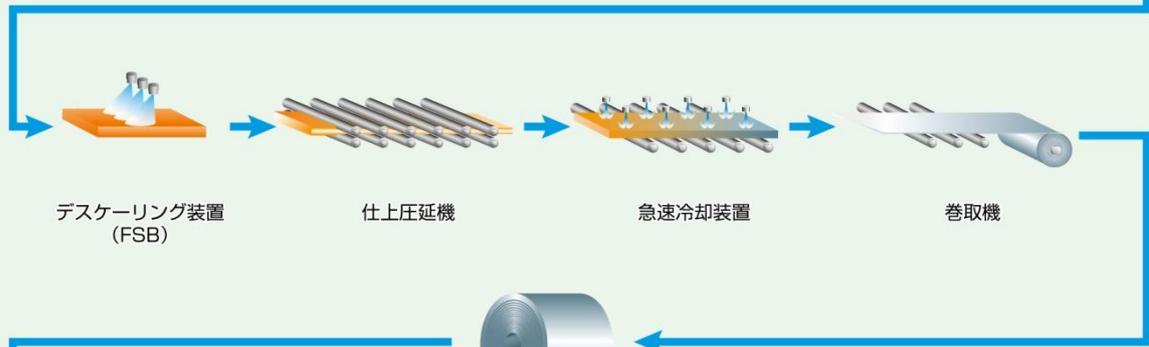
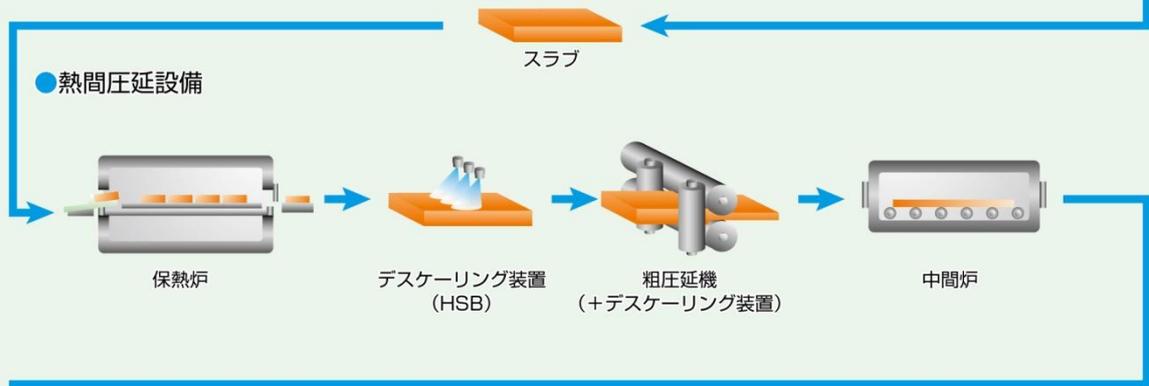
図 3.2 に製造工程図を示す。

■ 製造工程

● 製鋼設備



● 熱間圧延設備



● レベラーライン

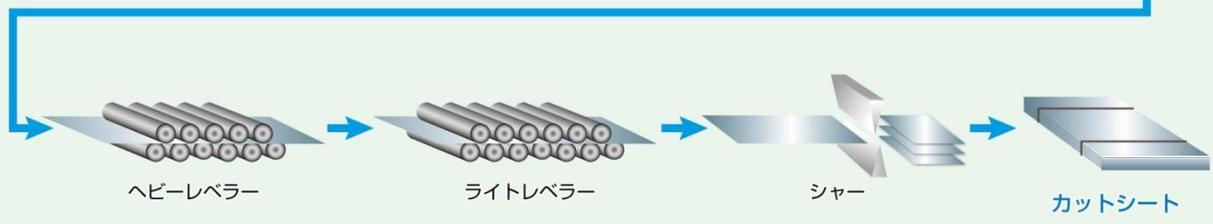
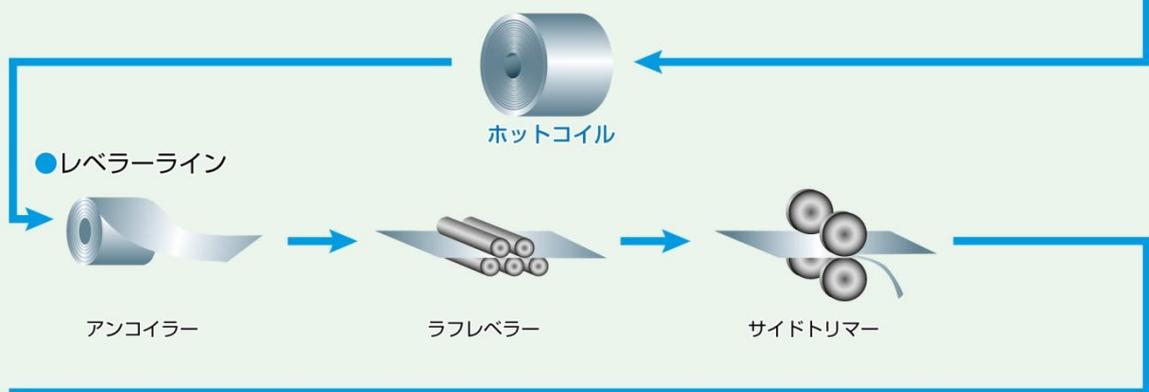


図 3.2 製造工程図

各設備は以下に記す特徴を有している。

(1)原料管理

使用するスクラップは、受入時に鉄スクラップ検収規格表に基づき検収員が品質検査した物を使用する。受入後のスクラップは銘柄ごとに置場管理をしている。

熱間脆性により表面品質に影響を与える Cu や Sn は、錫メッキ品や銅コーティング品の混入防止を行っている。これにより、成分の変動を抑え、市中スクラップ中のトランプ元素の平均組成（図 3.3）に近い値で管理できている。

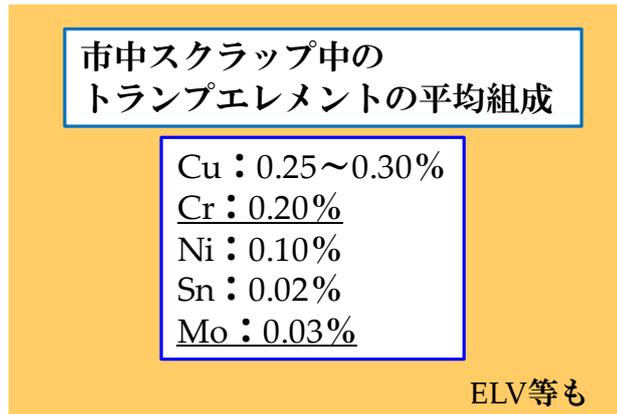


図 3.3 市中スクラップ中のトランプ元素の平均組成

(2)電気炉（図 3.4）

- ・ 直流方式 150 トン電気炉：導体配置の最適化によるスクラップ均一溶解
電磁力を利用して効果的にスクラップ均一溶解できる炉底電極配置・形状とする。
- ・ 偏心炉底出鋼(EBT)：介在物の低減
出鋼時に炉下より溶鋼だけ炉外へ出鋼することで、介在物等の混入を最小限に抑えるとともに、硫黄などを低減することで清浄な溶鋼を製造する。

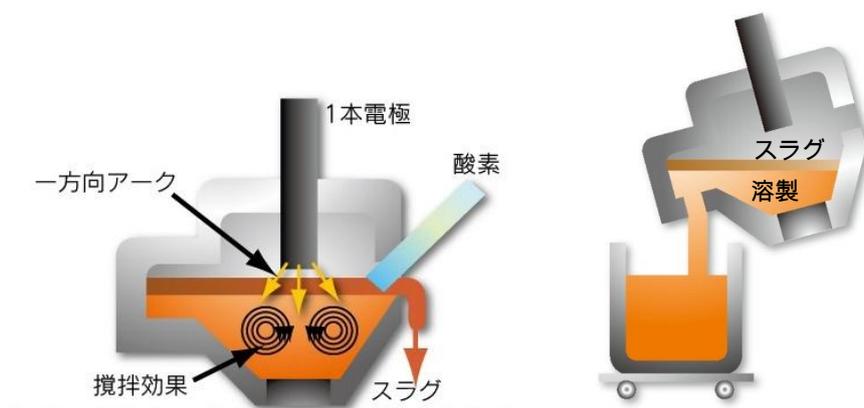


図 3.4 電気炉および偏心炉底出鋼

(3)炉外精錬炉

- ・ 化学成分の微調整と攪拌による化学成分の均一化。
- ・ 温度管理による連続铸造鋼片の品質安定。

(4)連続鋳造

- ・ 大気との完全断気による再酸化物の低減。
- ・ 介在物の浮上分離による内部品質の向上。

(5)熱間圧延設備

- ・ 超高压水デスケーリングによる表面品質の改善。
粗圧延機入側出側・仕上圧延機入り側に設置し、表面性状の改善とスケールキズを防止。
- ・ 中間炉による特性の安定化。
粗圧延後に鋼材を中間炉に入れる事で温度を均一化させ、鋼材の圧延方向・幅方向の特性バラつきを安定化させる。
- ・ 仕上圧延による微細組織の形成。
各ミルの圧下率制御とミル間冷却により微細 γ 粒を形成する。そして、微細 γ 粒からの変態を制御する。
ワークロールシフト (図 3.5) と強力ワークロールベンダーにより形状を制御する。

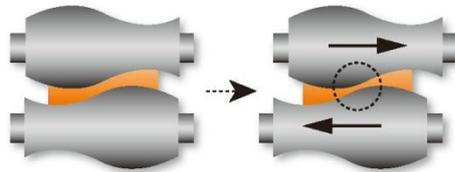


図 3.5 ワークロールシフト

- ・ レベラーライン
製品サイズ毎に最適な条件による矯正を行い、形状修正する。

3.2 目標成分

目標成分は FY2012 の実績を踏まえ、表 3.1 を溶製の目標成分とした。主要元素の中に Cr、Mo を含んでおり、鉄スクラップを原料とする電気炉法にも適した成分である。

表 3.1 溶製化学成分

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Sn	Al	O	N
mass%											ppm	
0.19 (0.18以上~ 0.20未満)	1.00 以上	0.4	0.015	0.003	0.3	0.1	1.00 以上	0.3	0.015	0.03	20 (30)	40 (70)

ガスの()内は、目標値。

※ x.xx 内は、狙いとする成分値を示し、それ以外の項目は通常の製造範囲で可とした。

3.3 製鋼条件

(1) 検討した製鋼操業条件

- ・ 電気炉設備(E F)
スクラップ配合、合金投入時間、操業時間、出鋼温度
- ・ 炉外精錬設備(LF)
合金投入時間、合金による発熱、操業時間、非金属介在物量

(2) 検討した連铸操業条件

パウダー種類、スプレー冷却、想定する表面欠陥、スケール性状、外観検査方法

3.4 圧延条件

昨年度の圧延条件で試作した鋼板の特性を踏まえて、同条件とした。ただし薄板化に伴い、粗圧延温度・仕上圧延温度が狙い通りにならない可能性もあったが、薄板化を優先し、圧延温度による特性のバラつきを把握することとした。

4. 鋼板の試作

4.1 概要

製鋼は、スクラップを表 4.1 に示す配合で、146ton を溶製した。国内へビーは主に建築材料由来、新断は主に自動車由来で、スクラップ比率は 100%とし、かつ、新断ち比率を安定調達可能な 16%とした。

国内へビー中には、本試作材の主要元素でレアメタルでもある Cr : 0.20%、Mo : 0.03%を含んでおり、スクラップ由来の Cr、Mo を有効利用できている。将来的には自動車の駆動系・パワートレイン系から発生する屑など (Cr : 1.0%、Mo : 0.1%等) を配合することで、更なるスクラップ中のレアメタルの有効活用が可能である。

溶製した鋼は、連続 casting (CCM) で、925×210mm のスラブ 14 本 (142ton) を 鑄込んだ。(図 4.1)

表 4.1 溶解実績

		当鋼番の装入量	前鋼番の残り湯
スクラップ 投入量 (ton)	国内へビー	76.86	46.68
	新断	14.22	8.64
	合計	91.08	55.32
	製鋼生産量	146.40	



図 4.1 連続 casting 中の写真(鋼片の切断作業)

スラブは外観検査（鋼片の横割れ、断面割れを検査）を行い、最終的には表 4.2 に示すとおり 9 本を圧延用とした。

圧延では、1.2mm が 1 コイル（図 4.2）と 1.4mm が 1 コイル製造できた。この 2 コイルをレベラーにて通板し、サンプルを切り出し、手酸洗して品質検証に供した。

表 4.2 鑄造実績

CHNo.	スラブサイズ	重量(kg)	備考
N5-9772-51	925 × 210	9,461	スラブ検査用
N5-9772-52	925 × 210	9,461	圧延用
N5-9772-53	925 × 210	9,461	スラブ検査用
N5-9772-54	925 × 210	9,461	圧延用
N5-9772-55	925 × 210	9,461	圧延用
N5-9772-56	925 × 210	9,461	圧延用
N5-9772-57	925 × 210	9,461	圧延用
N5-9772-58	925 × 210	9,461	スラブ検査用
N5-9772-59	925 × 210	9,461	圧延用
N5-9772-60	925 × 210	9,461	圧延用
N5-9772-61	925 × 210	9,461	圧延用
N5-9772-62	925 × 210	9,461	圧延用
N5-9772-63	925 × 210	14,772	スラブ検査用
N5-9772-64	925 × 210	13,932	スラブ検査用
総重量(kg)		142,238	



図 4.2 試作材の外観写真

4.2 製鋼

(1) 操業

電気炉～LF は通常操業と大きく変わらなかったが、CCM は铸片温度を測定し、冷却条件等を铸造中に変えて最適条件を確認した。

(2) 外観検査, 品質確認

铸込んだスラブは冷却した後、外観検査を行い品質の確認を行った。

表 4.3 に、製鋼铸込みおよび製造スラブの成分値を示す。スラブのサンプリング位置は、図 4.3 のとおりである。铸込み成分は、狙い通りの値とすることができた。また、スラブでの成分変動は、铸込み中の窒素(N)ピックアップもなく、铸込みが安定していたことが判る。

表 4.3 製鋼成分分析結果

時期		%							
目標値 ※1		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
		0.19 (0.18以上～0.20 未満)	1.00 以上	0.40	0.015	0.003	0.30	0.10	1.00 以上
製鋼	LF 最終	0.200	1.000	0.43	0.032	0.007	0.24	0.11	1.01
スラブ	9772-64A	0.217	1.001	0.42	0.030	0.007	0.24	0.11	1.01
	9772-64B	0.215	1.017	0.42	0.032	0.007	0.24	0.11	1.01
	9772-64C	0.233	1.013	0.42	0.031	0.007	0.24	0.10	1.01
	9772-64D	0.225	1.007	0.43	0.031	0.007	0.24	0.11	1.01
	9772-64E	0.216	1.001	0.42	0.031	0.006	0.24	0.10	1.01
	9772-64F	0.204	0.998	0.42	0.031	0.006	0.24	0.12	1.01

時期		%							
目標値		Mo	V	Nb	Sn	Pb	B	Ca	Ti
		0.3			0.015				
製鋼	LF 最終	0.30	0.013	0.009	0.019	0.000	0.0026	0.0017	0.006
スラブ	9772-64A	0.29	0.013	0.007	0.019	0.000	0.0029	0.0015	0.006
	9772-64B	0.29	0.013	0.008	0.019	0.000	0.0024	0.0010	0.006
	9772-64C	0.30	0.013	0.006	0.019	0.000	0.0027	0.0019	0.006
	9772-64D	0.29	0.013	0.008	0.019	0.000	0.0027	0.0011	0.006
	9772-64E	0.29	0.012	0.006	0.019	0.000	0.0022	0.0009	0.006
	9772-64F	0.29	0.013	0.008	0.019	0.000	0.0024	0.0012	0.006

時期		Al	ppm	
目標値		0.030	O	N
			20(30)	40(70)
製鋼	LF 最終	0.009	67	67
スラブ	9772-64A	0.012	24	66
	9772-64B	0.010	21	73
	9772-64C	0.009	21	66
	9772-64D	0.010	27	72
	9772-64E	0.010	21	69
	9772-64F	0.010	24	69

※1 x.xx 内は、狙いとする成分値を示し、それ以外の項目は通常の製造範囲で可とした。

※2 計算式は、下記を使用した。

$$CeqW=C+Si/24+Mn/6+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14$$

$$Pcm=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B$$