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。

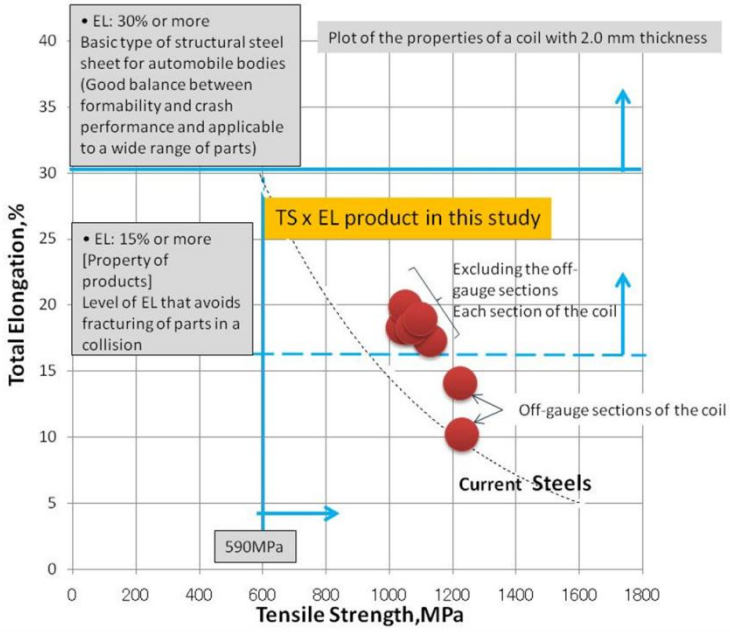
低級スクラップ中のトランプエレメントや希少金属の活用により高品位電気炉鋼材を再生する技術、高度なプロセス制御による Cu 脆性の無害化・品質バラつきの低減により、市中で使用された老廃スクラップを主原料とした高品質の電炉鋼板の製造が可能となっており、自動車用鋼板に十分適用できるものと考えられる。国内にある鉄スクラップを、最大の鉄鋼消費産業である自動車産業に循環させることが出来たとしたら、その消費規模故に大きな資源循環フローが成り立ち得ると考えられる。本事業では、鉄原料を 100%スクラップとし自動車用鋼板を電気炉法で製造し、自動車産業に戻す循環を対象とすることにした。いわゆる水平リサイクル、Car-to-Car 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：2.0㎜）
- 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：1.2㎜～1.4㎜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

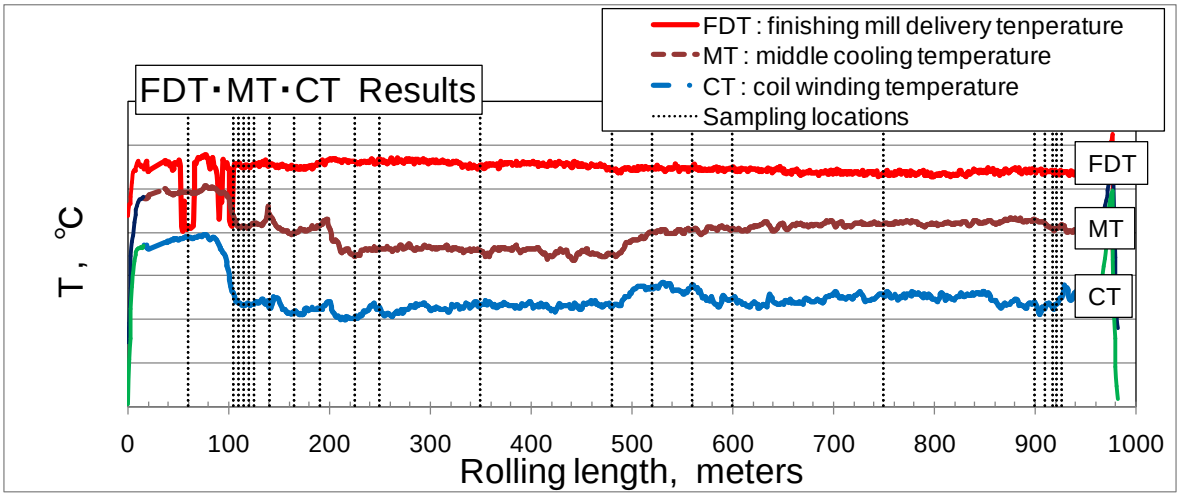
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
	%								
Targeted	0.19-0.20	>0.10	0.40	0.015	0.003	0.30	0.10	>1.00	>0.30
FY2012 results	0.18	1.108	0.53	0.029	0.005	0.16	0.11	1.01	0.30
FY2013 results	0.20	1.001	0.43	0.032	0.007	0.24	0.11	1.01	0.30

	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。

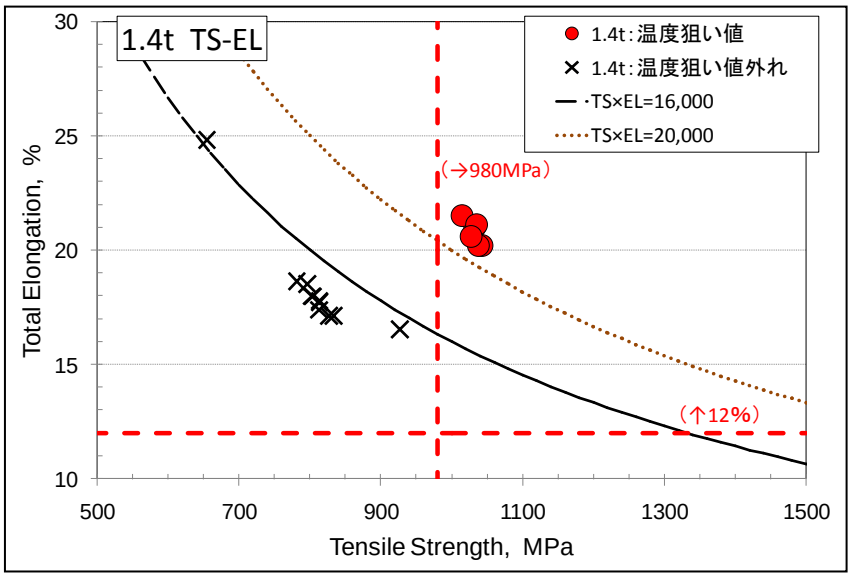


要旨図 2　圧延温度実績（t=1.2mm コイル）
（FDT：仕上げ圧延温度、MT：中間冷却温度、CT：コイル巻き取り温度）

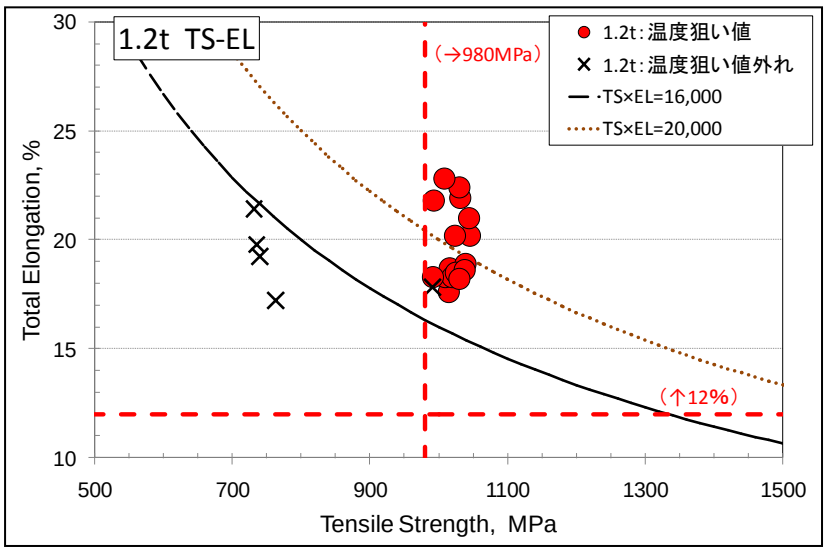
機械的特性の実績値

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。

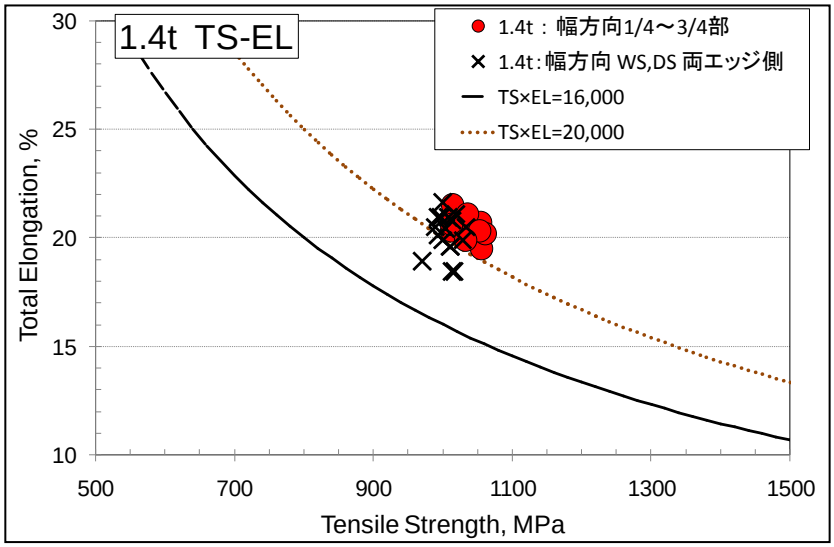
更に要旨図 5 と 6 には、それぞれ板厚 1.4mm と 1.2mm 材の目標温度制御領域でのコイル幅方向の強度-伸び特性を示している。●印は、コイル幅 1/4～3/4 位置、×印は両エッジの特性を示している。板厚 1.4mm 材は、板幅方向を含めてもばらつきは非常に小さく、現行高炉材のＴＳ×ＥＬ=16000MPa・%線を大きく上回っていることが判る。



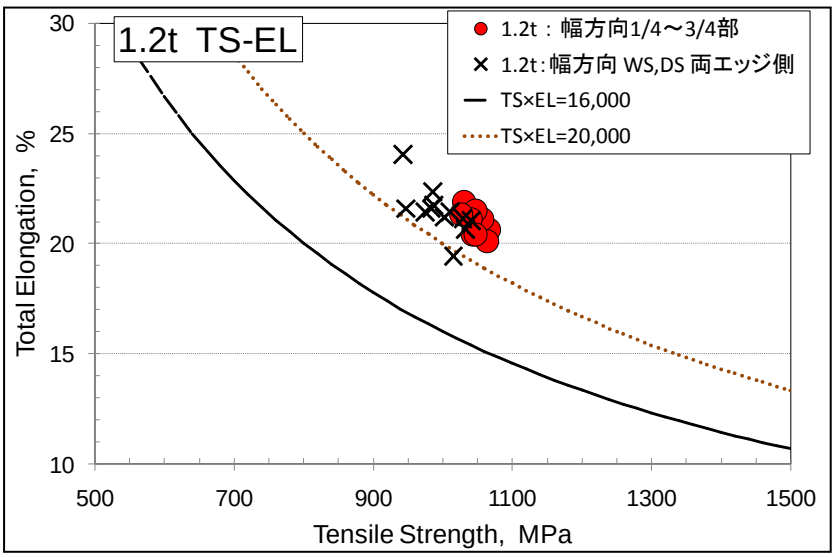
要旨図 3　強度-伸び特性（t=1.4mm）



要旨図 4　強度-伸び特性（t=1.2mm）



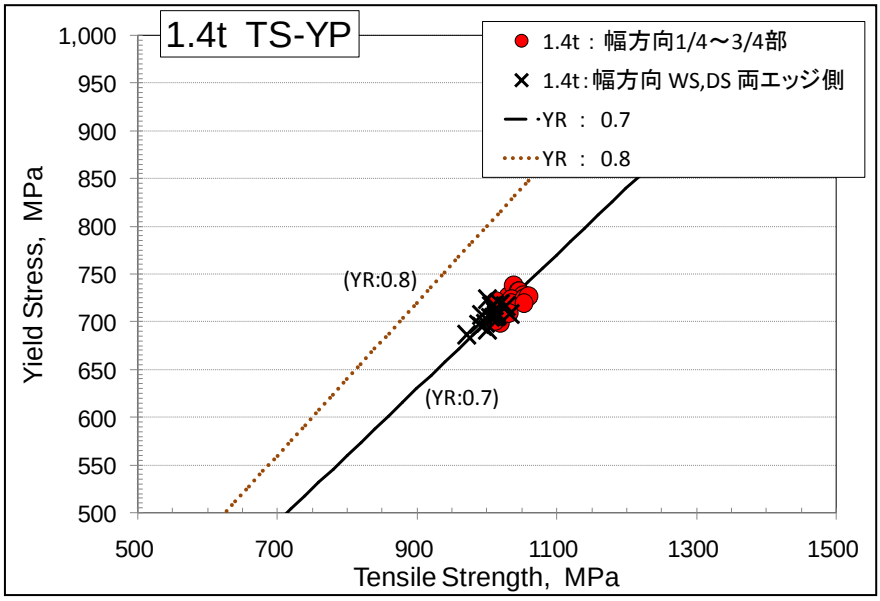
要旨図 5　強度-伸び特性のコイル幅方向の分布（t=1.4mm）



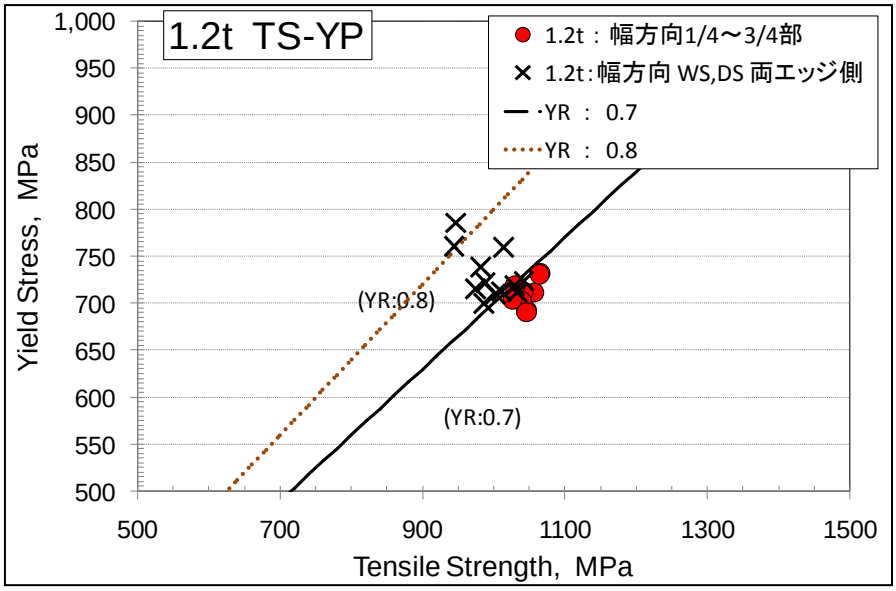
要旨図 6　強度-伸び特性のコイル幅方向の分布（t=1.2mm）

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×ＥＬ=16000MPa・%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。



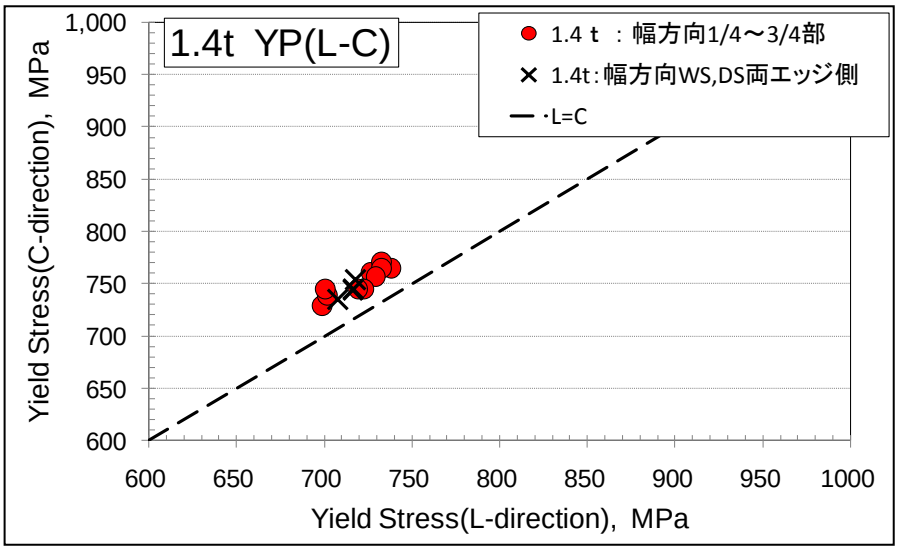
要旨図 7　引張り強さと降伏強度の関係（t=1.4mm）



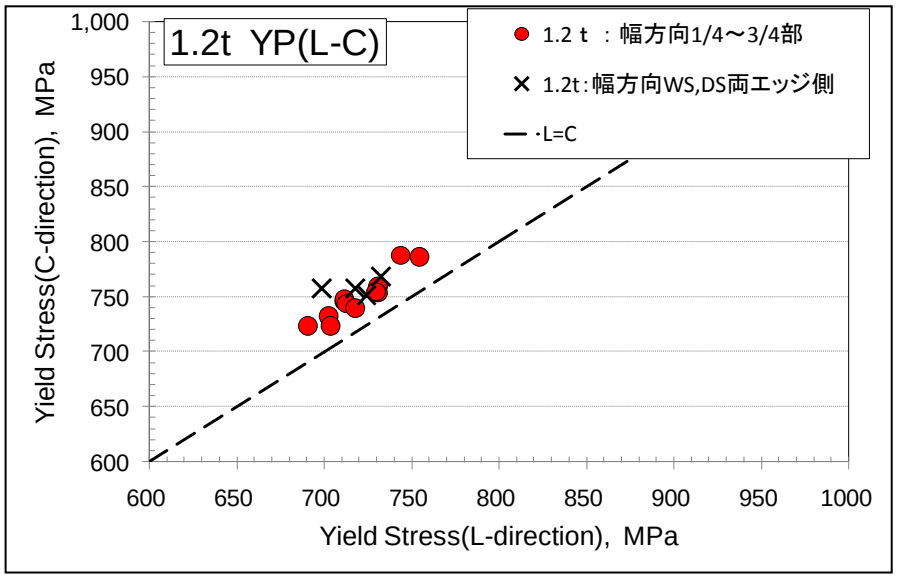
要旨図 8　引張り強さと降伏強度の関係（t=1.２mm）

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

敏しており、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みれば、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み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 からなるミ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、特別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にシフトさせ、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 効果に依存したミ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、

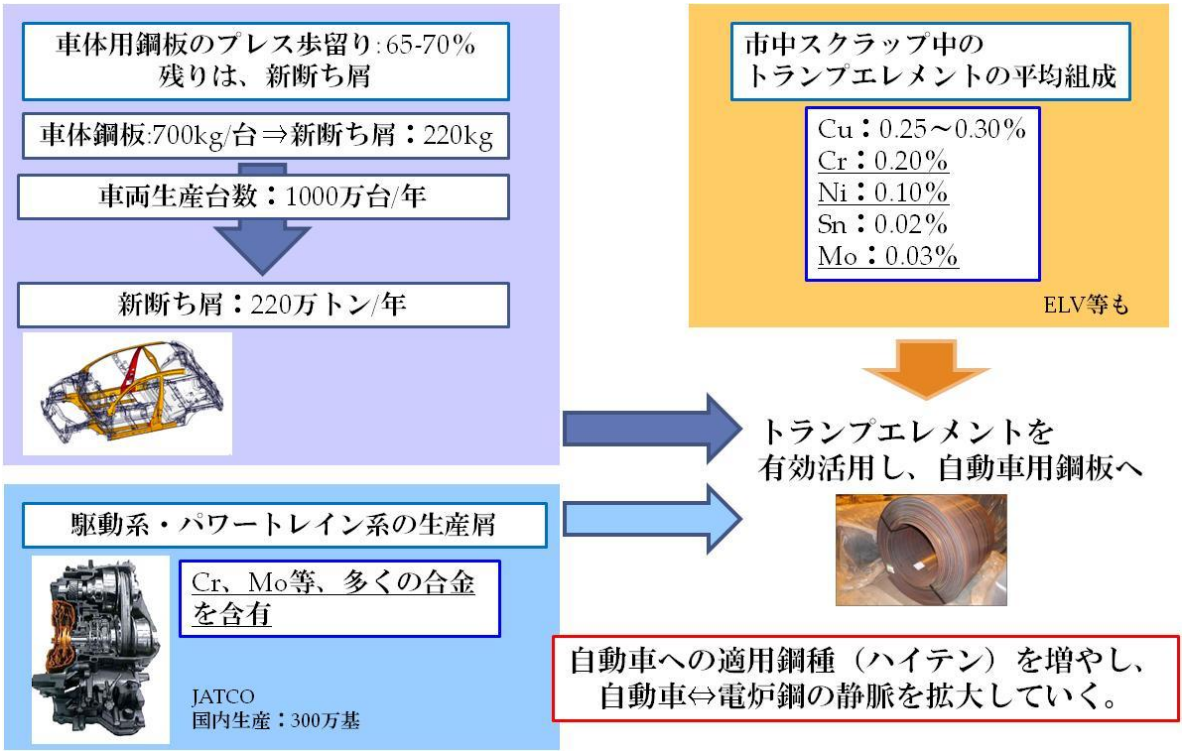
が確認された。今後、自動車鋼板として仕上げていく観点と適用範囲を拡大していくために、以下の課題に取り組む必要があると考える。

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。電炉鋼特有のト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 CO_2 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.

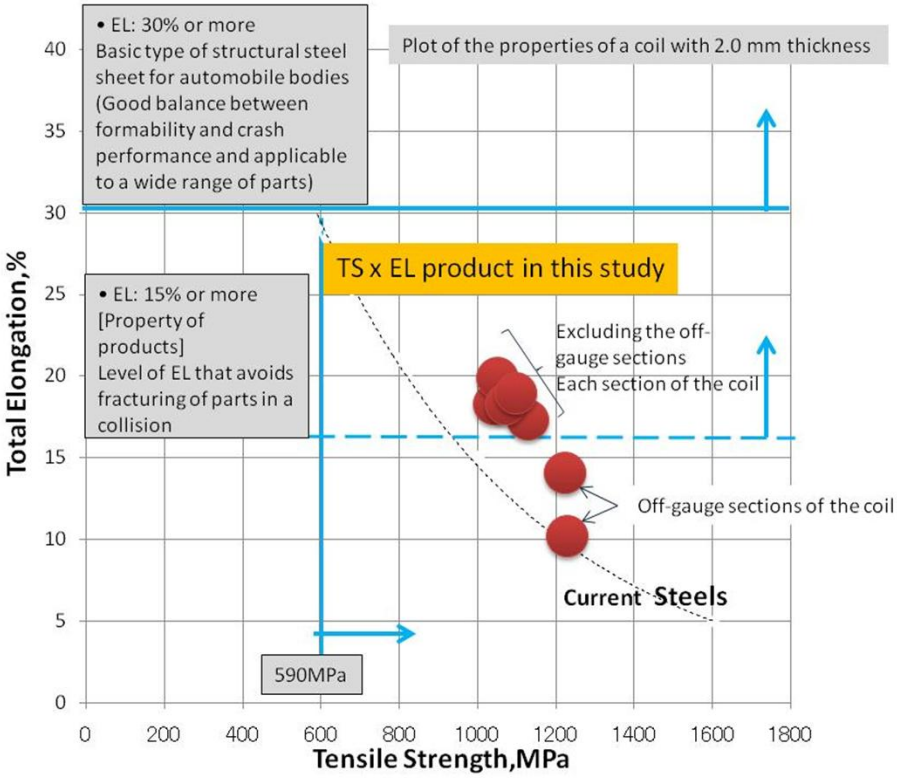
Important points in considering the recycling of steel scrap as steel sheet for automobiles include 1) establishing a broad collection network sufficient to deal with the growing use of higher tensile steel and thinner sheet in the automotive industry, 2) being able to produce stable properties to ensure 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

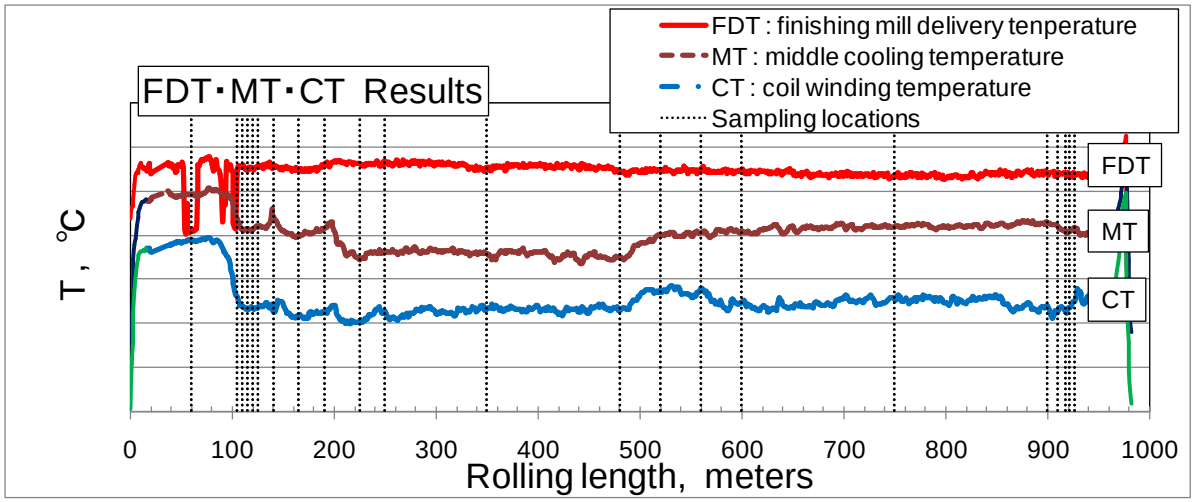
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
	%								
Targeted	0.19-0.20	>0.10	0.40	0.015	0.003	0.30	0.10	>1.00	>0.30
FY2012 results	0.18	1.108	0.53	0.029	0.005	0.16	0.11	1.01	0.30
FY2013 results	0.20	1.001	0.43	0.032	0.007	0.24	0.11	1.01	0.30

	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 been 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.

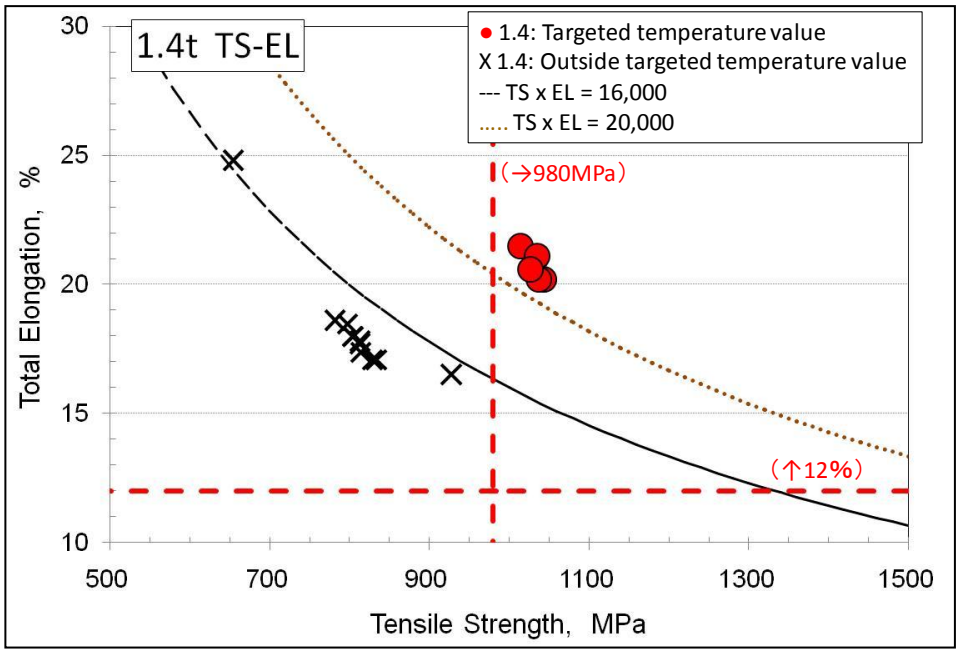


Summary Chart 2: Rolling Temperature Results
(t = 1.2 mm coil)

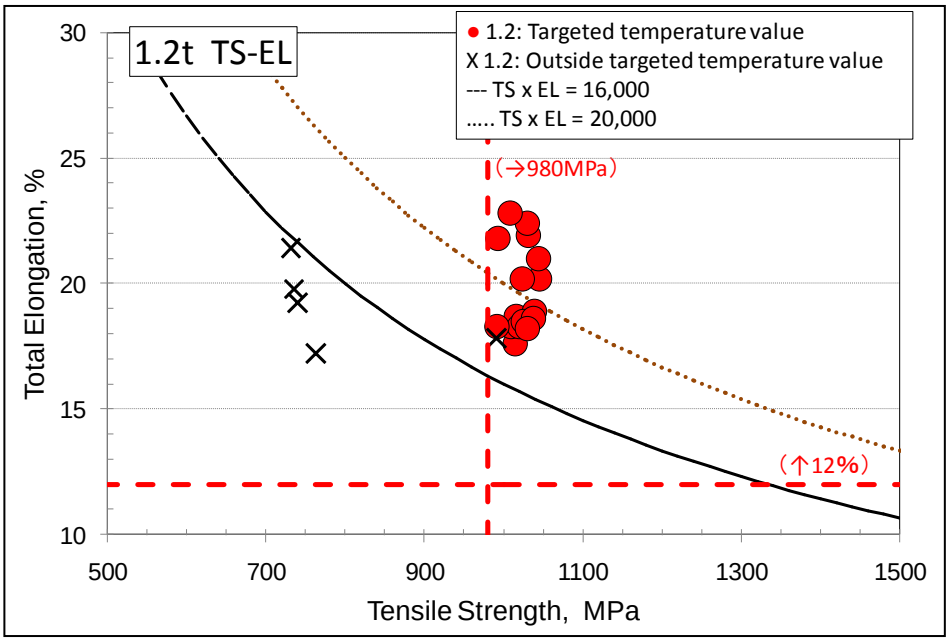
Values of Mechanical Properties

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 ¼ 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.

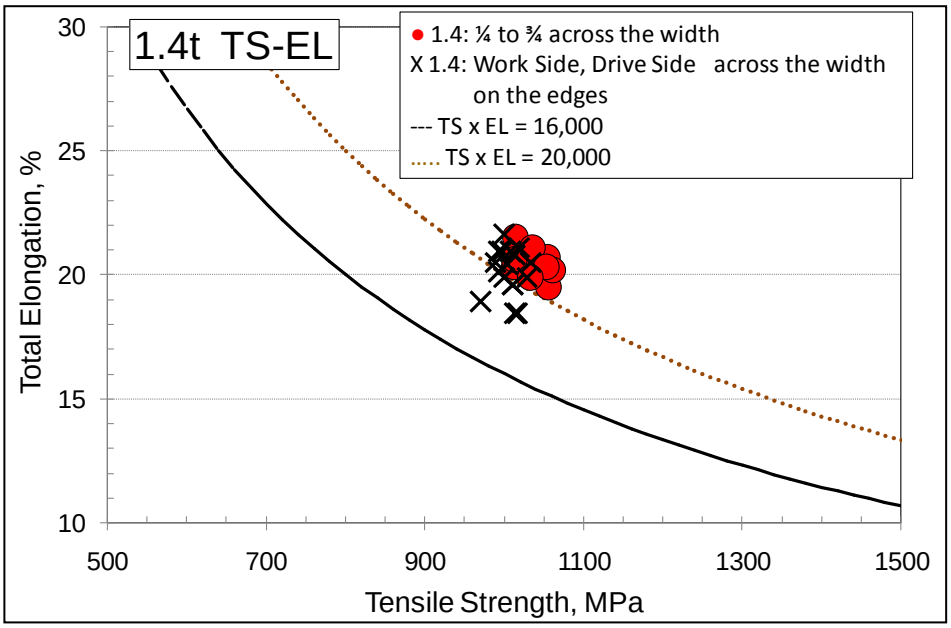
Summary charts 5 and 6 indicate the TS-EL properties for the t = 1.2 mm and t = 1.4 mm prototype steel sheet for points within the targeted temperature control zone across the coil width. The red dots (●) represent points from one quarter to three quarters across the coil while the x marks represent 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.



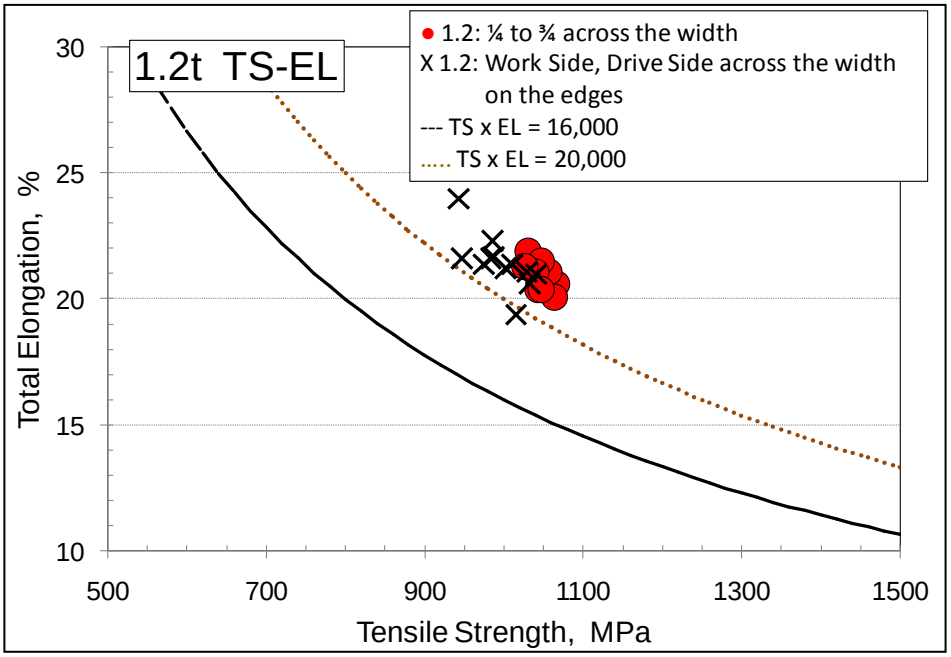
Summary Chart 3: TS-EL Properties (t = 1.4 mm)



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)

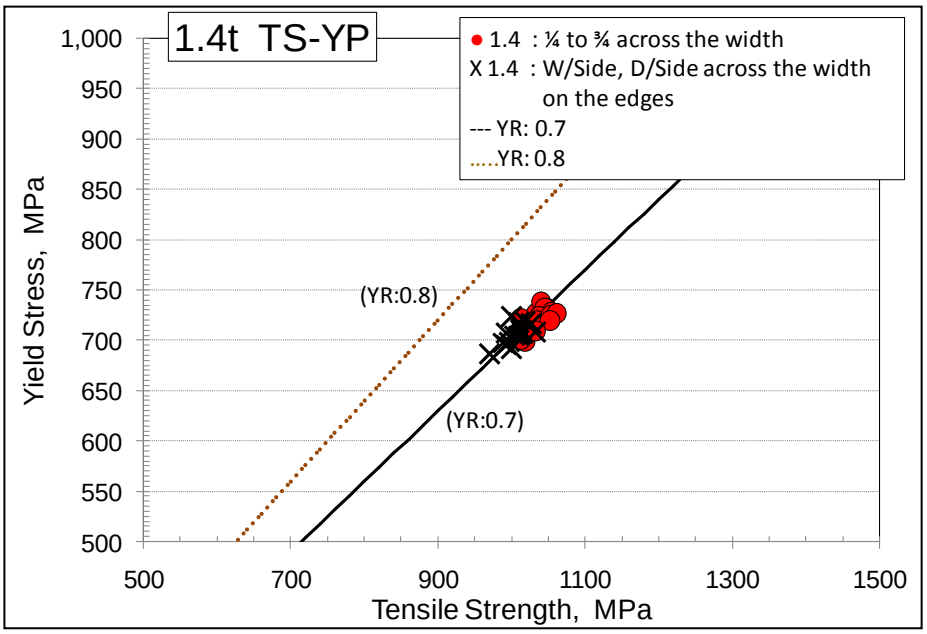


Summary Chart 6: Distribution of TS-EL Properties Across the Coil (t = 1.2 mm)

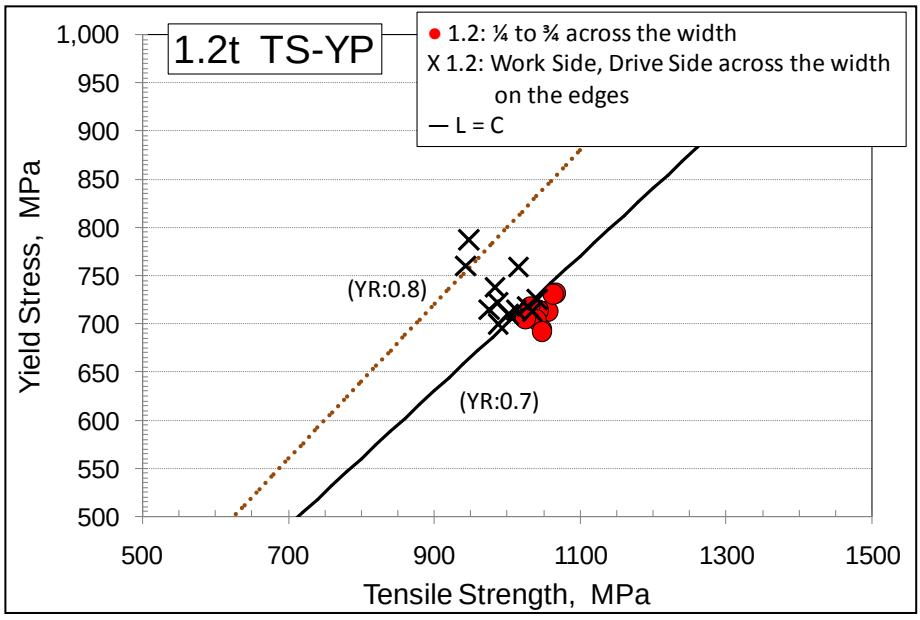
Similar to the t = 1.4 mm material, the prototype material with t = 1.2 mm also has extremely limited scattering even across the coil and lies substantially above the TS x EL = 16,000 (MPa,%) line for current blast furnace products.

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.



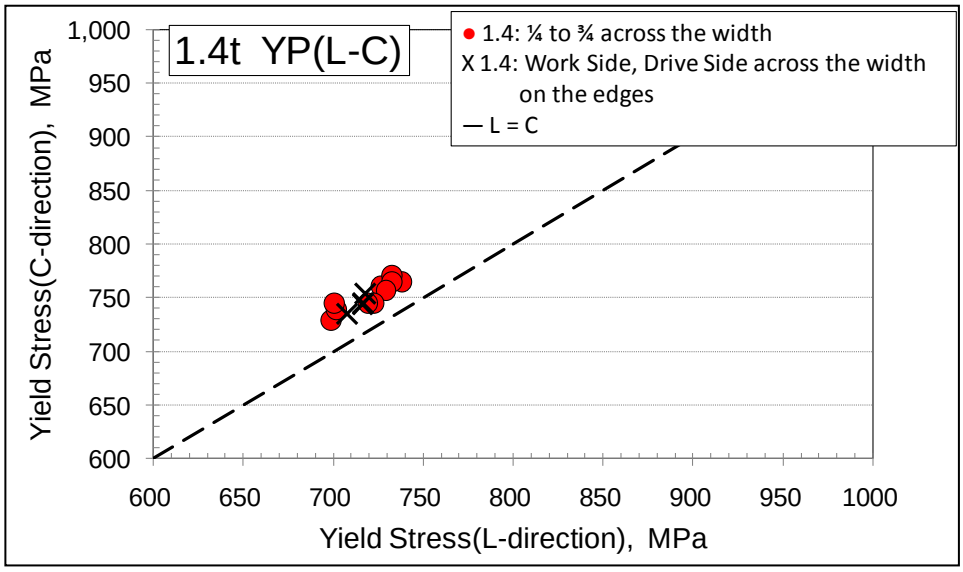
Summary Chart 7: Relationship between tensile strength and yield point (t = 1.4 mm)



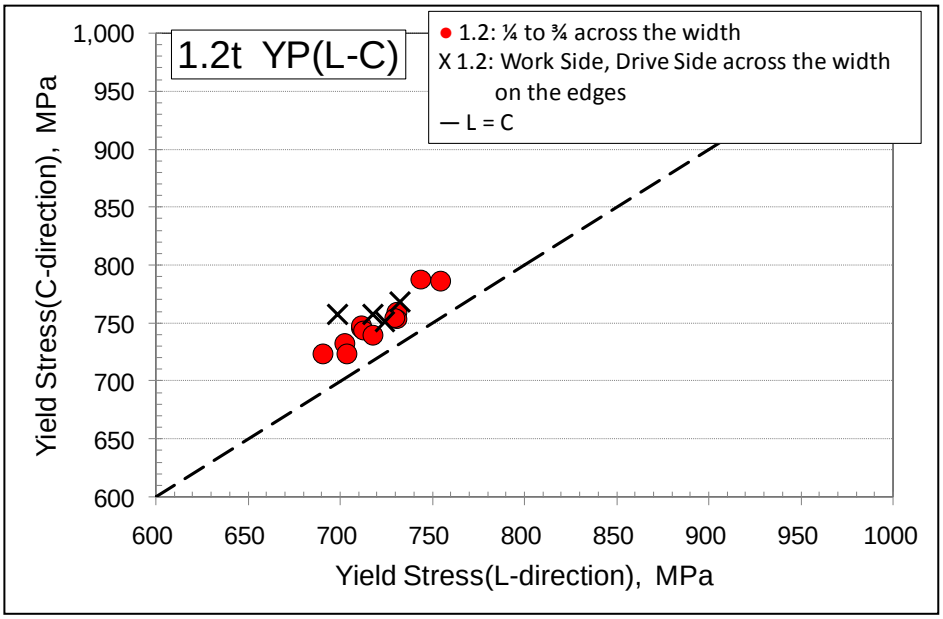
Summary Chart 8: Relationship between tensile strength and yield point (t = 1.2 mm)

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 achieve 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 facture 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 facture 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.

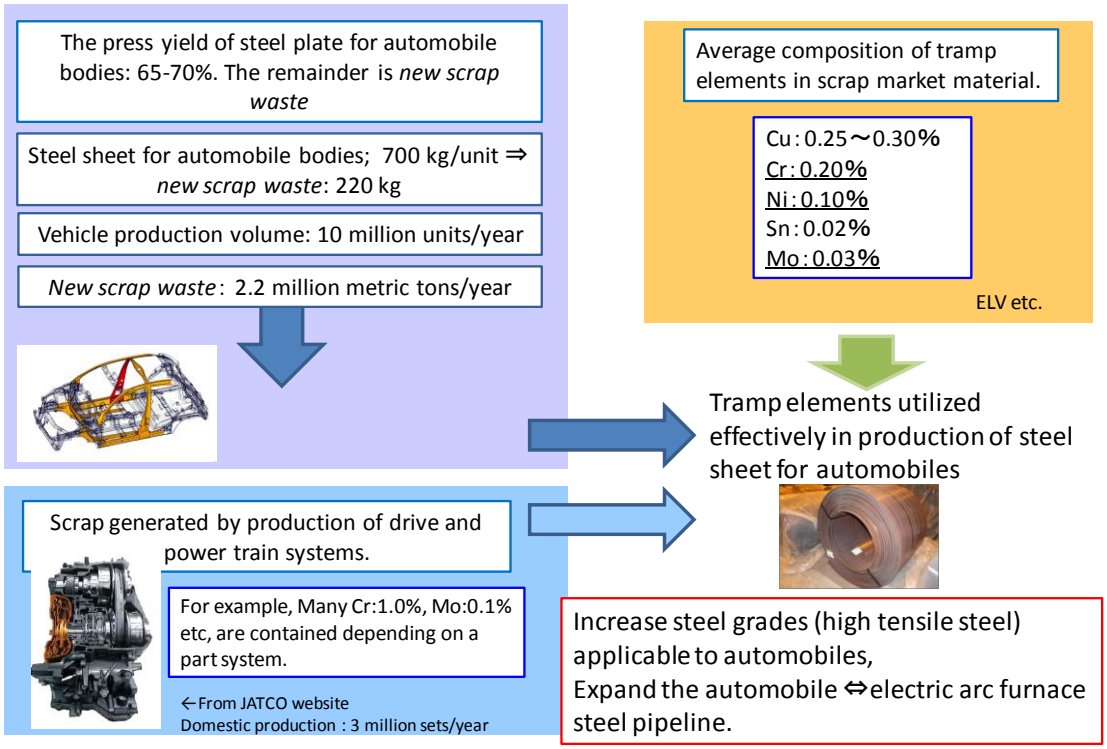
• The prototype materials satisfied all important properties for improving the performance of automobile bodies.

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 CO_2 emissions, it would also contribute to reducing new CO_2 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、4千万トンを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、鉄スクッラップを土木･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。

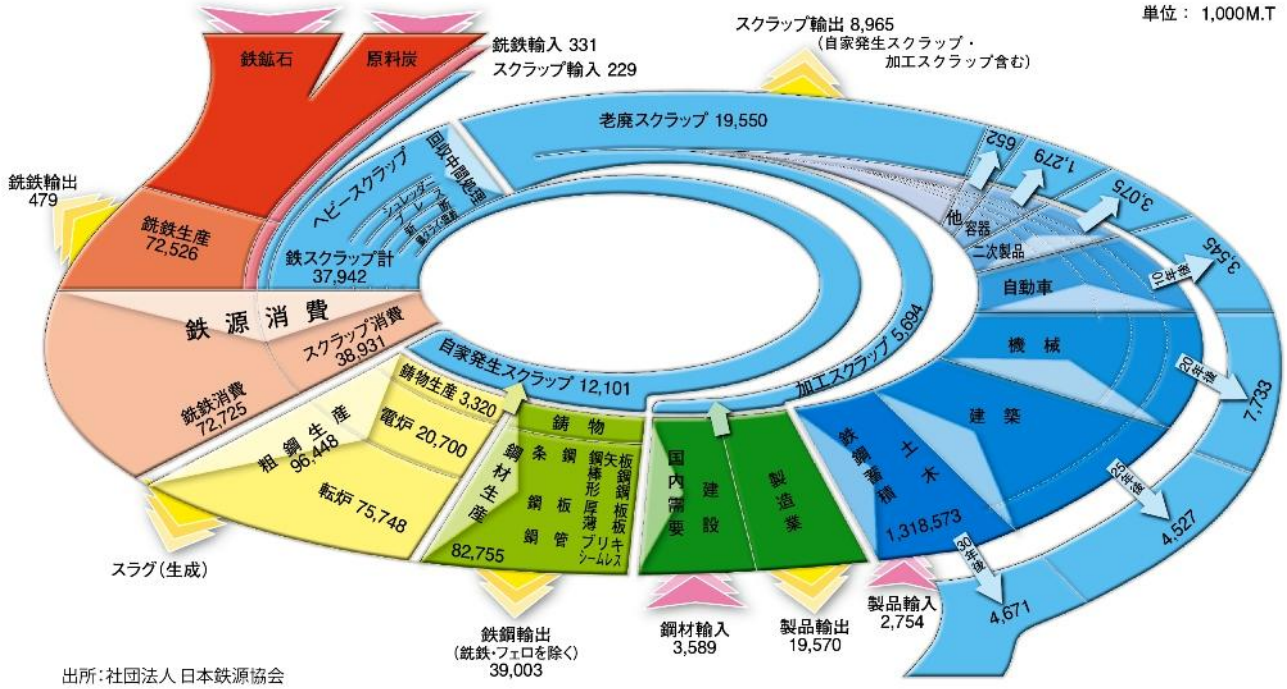


図1.1　日本の鉄鋼循環図（2009年度）

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）JSAE Symposium No.01-10 (2010) 43-48

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。

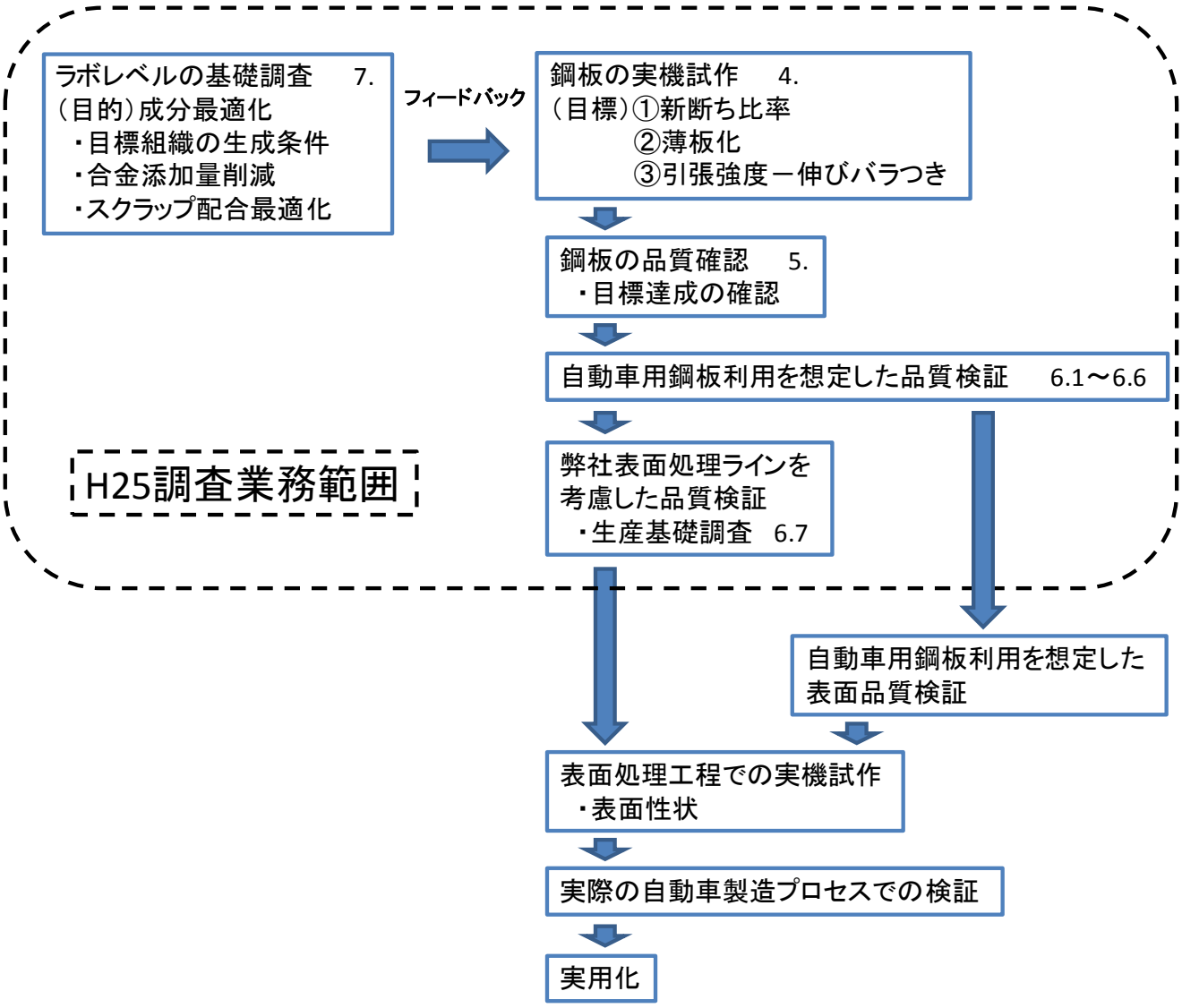


図 2.1　本業務の全体フロー

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㈱ 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）を鋳造して、この SL を東京製鐵㈱ 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。

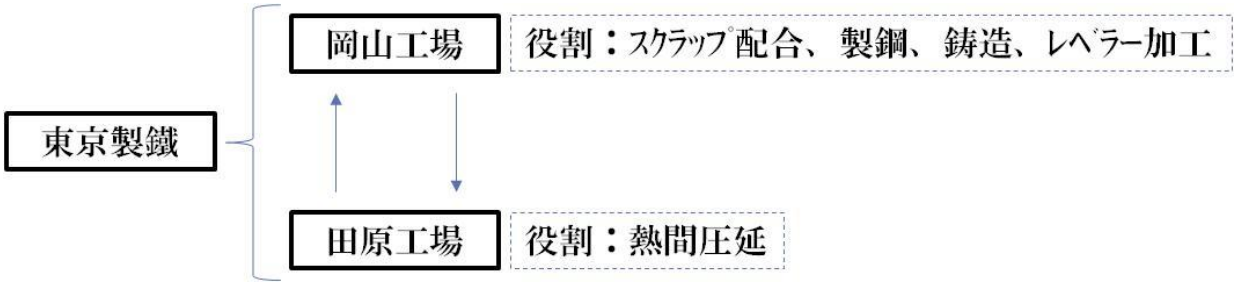


図 3.1　試作製造体制

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、連続鋳造設備にてスラブに鋳造する。

(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ケーリングする。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。

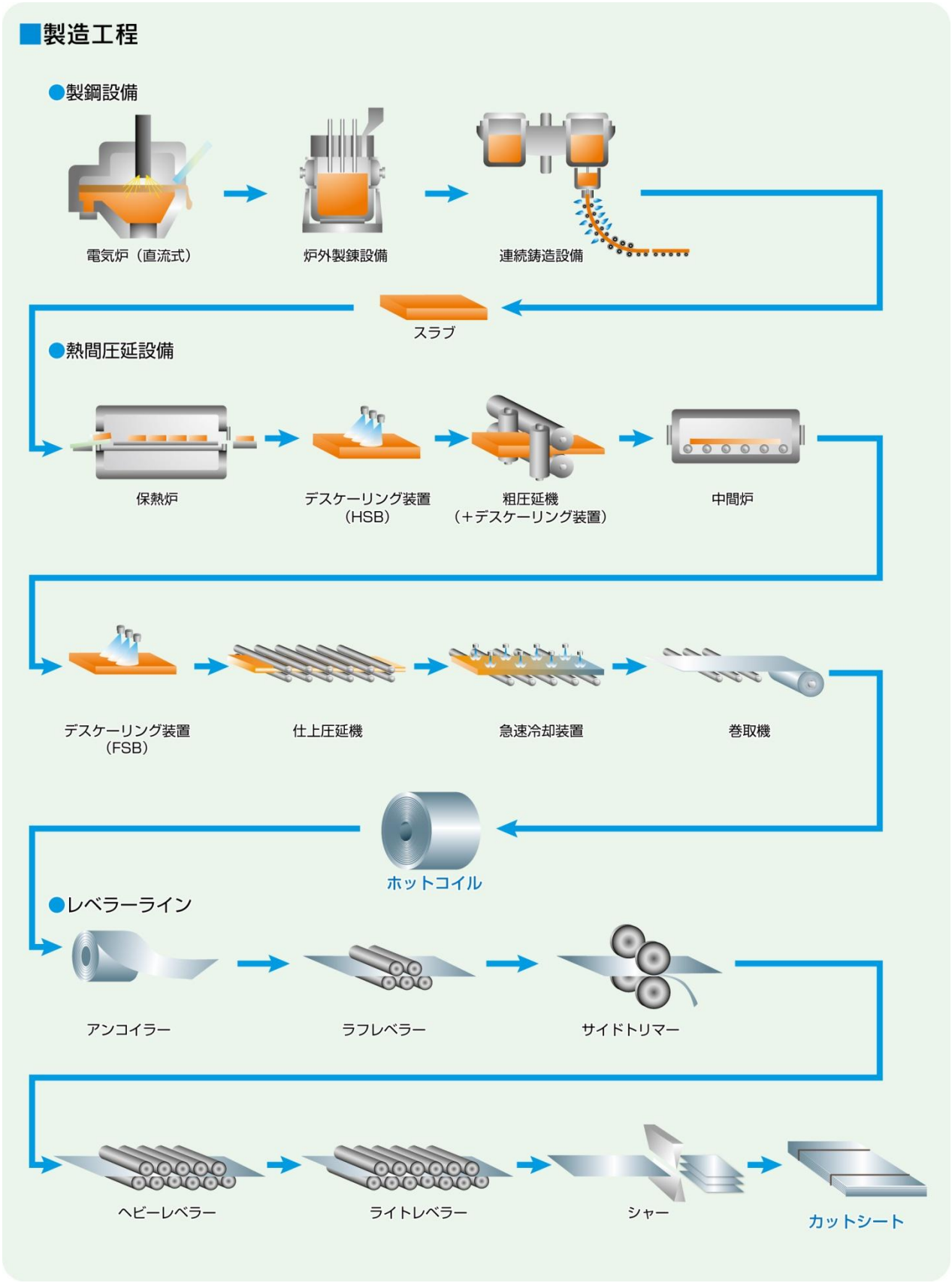

■製造工程
●製鋼設備
電気炉（直流式）
炉外製錬設備
連続鋳造設備
スラブ
●熱間圧延設備
保熱炉
デスケーリング装置
（HSB）
粗圧延機
（＋デスケーリング装置）
中間炉
デスケーリング装置
（FSB）
仕上圧延機
急速冷却装置
巻取機
ホットコイル
●レベラーライン
アンコイラー
ラフレベラー
サイドトリマー
ヘビーレベラー
ライトレベラー
シャー
カットシート

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エレメントの平均組成（図 3.3）に近い値で管理できている。

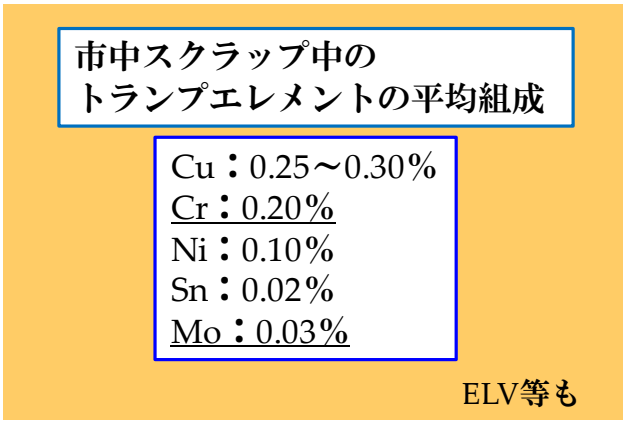


図 3.3　市中スクラップ中のトランプエレメントの平均組成

(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。

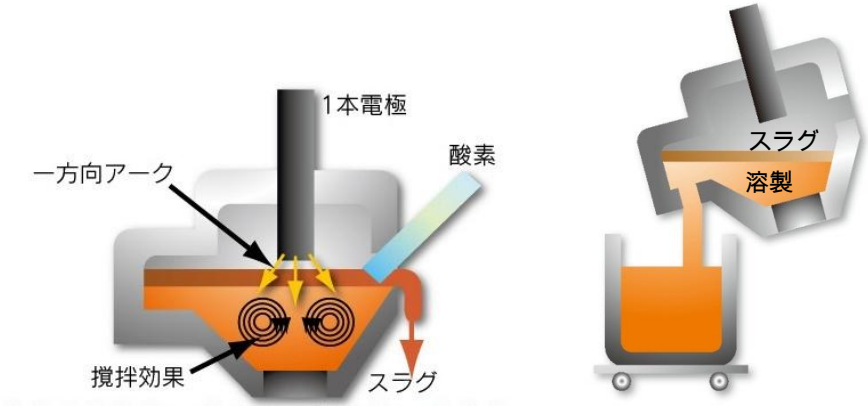


図 3.4　電気炉および偏心炉底出鋼

(3)炉外精錬炉

・ 化学成分の微調整と撹拌による化学成分の均一化。
・ 温度管理による連続鋳造鋼片の品質安定。

(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

・超高圧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。

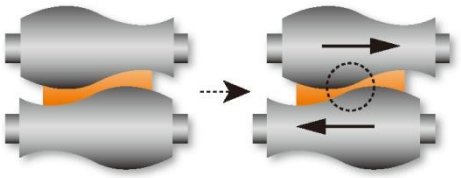


図 3.5　ワークロールシフト

・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(ＥＦ)

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) 検討した連鋳操業条件

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。国内ヘ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。

国内ヘビー中には、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、連続鋳造（CCM）で、925×210mm のスラブ 14 本（142ton）を鋳込んだ。（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)	国内ヘビー	76.86	46.68
	新断	14.22	8.64
	合計	91.08	55.32
	製鋼生産量	146.40	

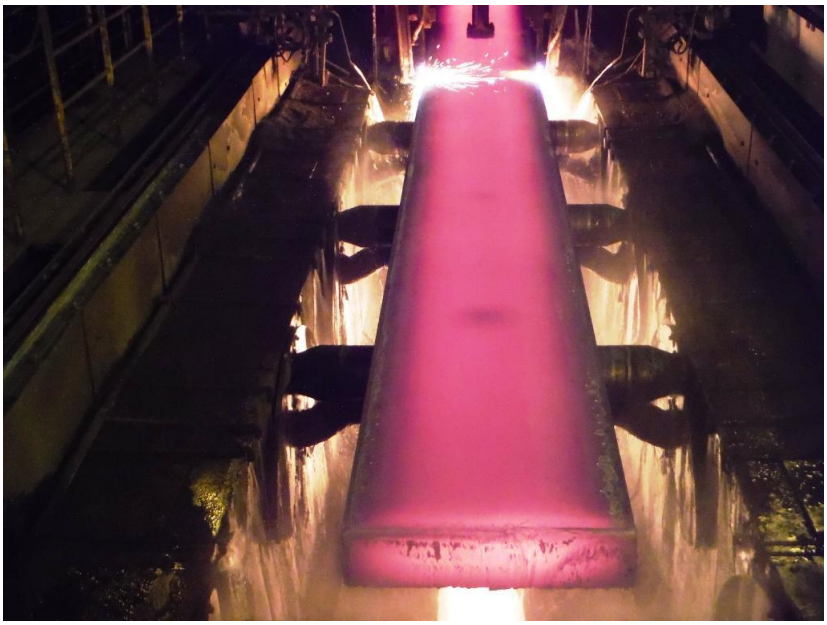


図 4.1　連続鋳造中の写真(鋼片の切断作業)

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　鋳造実績

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 は鋳片温度を測定し、冷却条件等を鋳造中に変えて最適条件を確認した。

(2)外観検査，品質確認

鋳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、製鋼鋳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。鋳込み成分は、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、鋳込み中の窒素(N)ピックアップもなく、鋳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		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
目標値 ※1		**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		Mo	V	Nb	Sn	Pb	B	Ca	Ti
目標値		**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

		%	ppm	
時期		Al	O	N
目標値		0.030	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

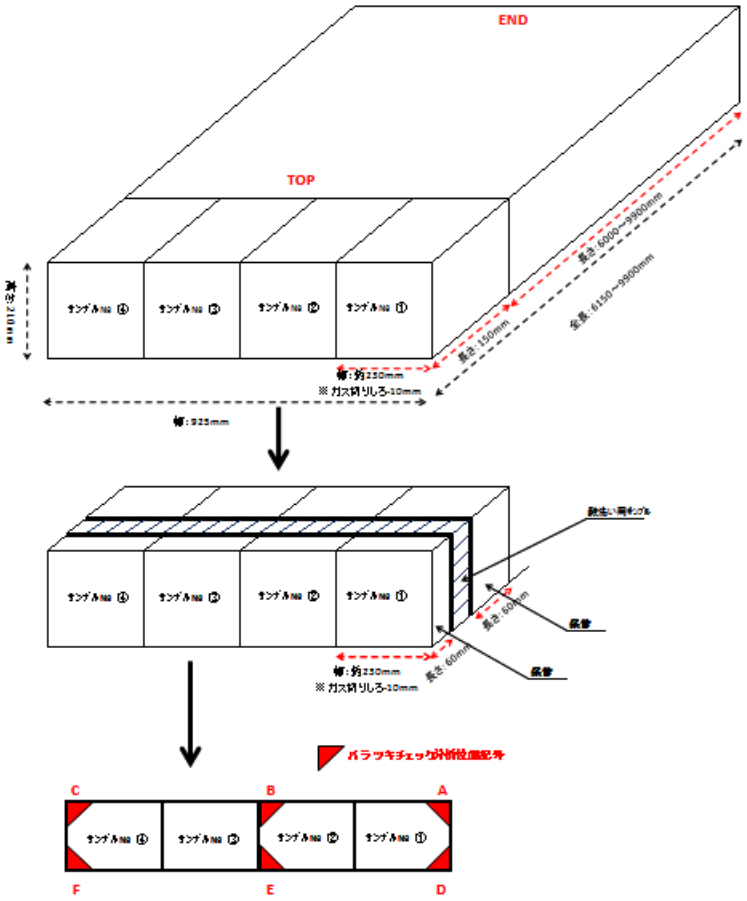


図 4.3　スラブ成分値用サンプリング位置

4.3　圧延

製鋼したスラブを圧延し、ホットコイルを製造した。
表 4.4、表 4.5 に圧延データを示す。

圧延は設定確認のため、スタートを 6.0mm 厚汎用ハイテン鋼として、その後、板厚を薄くしていき、1.4mm と 1.2mm を各 1 コイル製造した。

通常は狙った強度特性を得るために、仕上圧延機にて圧延された鋼板は、ランアウトテーブル上にある急速冷却装置によって注水されることで所定の巻取温度まで冷却され、巻取機にて巻き取られる。しかし、本試作においては、1.4mm 以下の高強度鋼板の圧延は初めての試みということもあり通板重視で試作を行った。今回の 1.4mm 以下の試作において、ランアウトテーブルで巻き取り前にコイル先端部分の冷却を行うと、冷却水の抵抗により鋼板が波打ち、通板が不安定となることが懸念されたため、コイルの巻取り開始までは無注水で巻き取りを行った。巻き取り後、冷却を開始したが、結果として、圧延の前半部分では狙い通りの冷却が出来ておらず巻取温度が高くなり、後半部分になって狙い通りの巻取温度になった。後述の 5.4　機械的性質の項で触れるが、この理由によりコイル前半部と後半部では異なる機械的性質となったと考えられる。
通板の安定性に関しては、今後、実績を重ねることで解決できると考えている。

倉庫では、巻取後のコイルの復熱や冷却中に生じる変態潜熱の影響による緩やかな冷却（図4.4､図 4.5）となっており､本試作材での組織創製に重要な役割を果たしていると推定している。すなわち、本試作の重要な点は、連続焼鈍の工程では実現不可能な長時間の徐冷工程を熱間圧延は有しており、この巻取後の徐冷があるから、本試作の狙いとする組織が創製できたと考えている。

表 4.4　粗圧延

	コイルNo.	A3929012	A3929013
<スラブデータ>	東鉄規格コード	9MH0000100	9MH0000100
	スラブNo.	N597726200	N597726000
	厚[mm]	210	210
	幅[mm]	925	925
	長[mm]	6262	6203
	重量[kg]	9556	9466
	H/C	C	C

表 4.5　仕上げ圧延

	コイルNo.	A2B18020	A2B18019
<コイル目標データ>	板厚[mm]	1.43	1.23
	板幅[mm]	955	955
	板長[m]	911.4	1046.0
	クラウン[μm]	35	35
<コイル実績データ>	熱延質量　kg	8,220	8,500
	SKP質量　kg	6,250	6,980

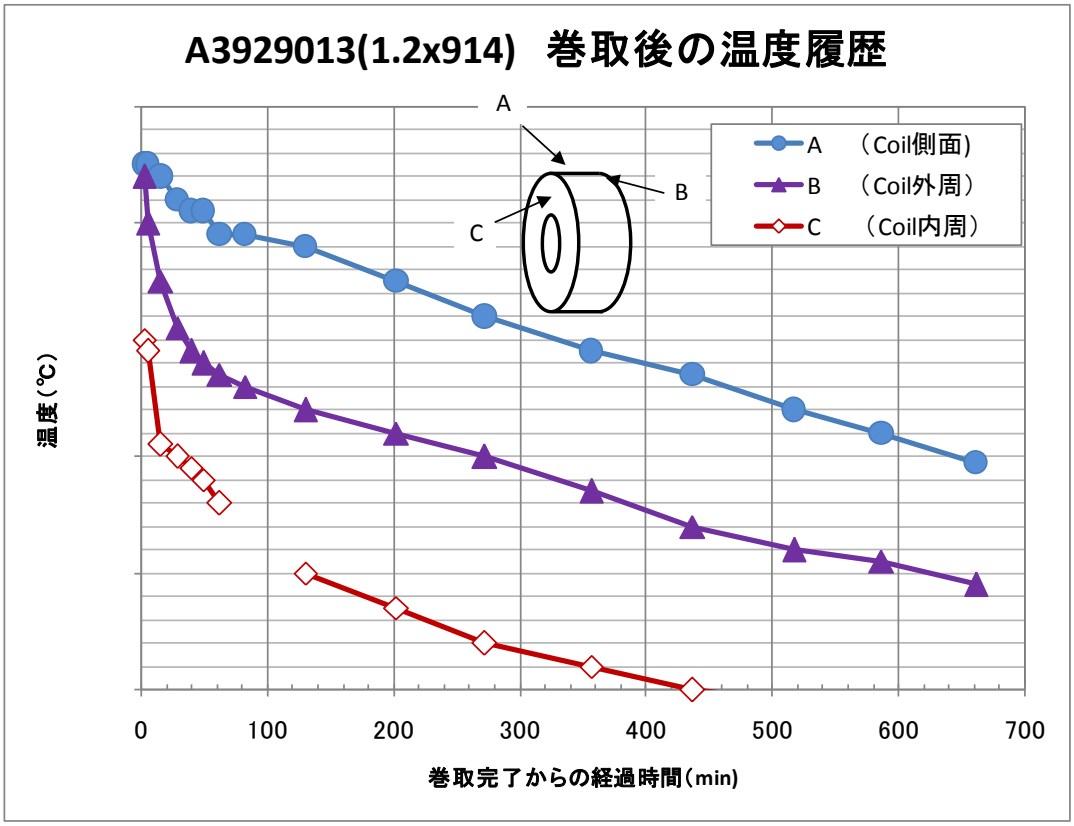


図 4.4　コイル温度（試作材 1.2mm）

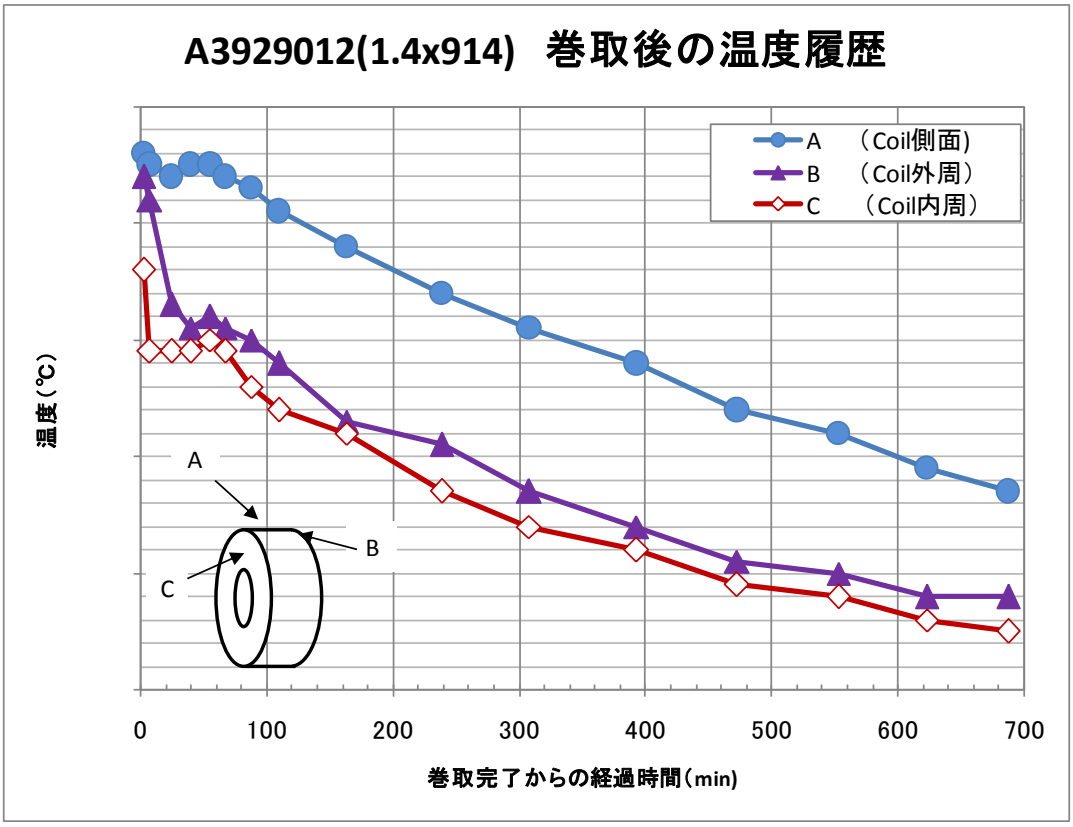


図 4.5　コイル温度（試作材 1.4mm）

5　鋼板の品質確認

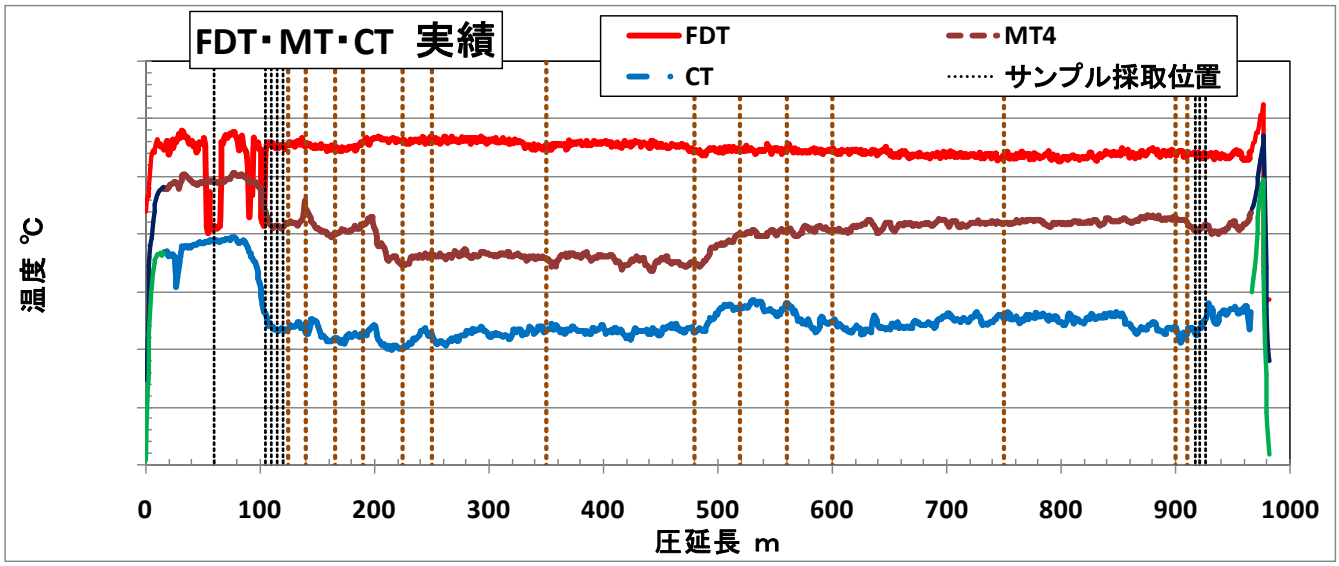
本業務の目標値である、張力特性は 590MPa 級 DP 鋼板の強度（TS）590MPa 以上とし、TS と伸び（EL）の積（TS×EL）16000 以上を満たしているか確認を行うため、品質確認を実施した。

5.1　サンプル採取

圧延方向のサンプル採取位置を図 5.1 に、幅方向のサンプル採取位置を図 5.2 に示す。

強度－伸びバランスのバラつき確認を目的に、圧延方向において、スキンパスでは先端および尾端(オフゲージでない位置)の温度変化の大きい位置から 5m ピッチでサンプリングし、レベラーでは圧延温度条件と照らし合わせてサンプル位置を設定した。1.2mm 材で 22 か所、1.4mm 材で 18 か所ものサンプル採取となった。また、板幅方向において圧延方向の引張試験片 11 点、板幅方向の引張試験片 7 点を切り出し、引張試験を行った。板幅方向のサンプル位置はワークサイド（以後、WS）からドライブサイド（以後、DS）向っての長さを幅位置として示す。（225mm や 1/4 等）

その他の品質検証の試験片については、引張試験の結果を見て図 5.3 に示すサンプル採取を行った。



No.	1	2	3	4	5	6	7	8
位置 m	60	105	110	115	120	917	922	927

LVの採取位置	5	20	45	70	105	130	230	360	400	440	480	630	760	770
No.	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22
位置 m	125	140	165	190	225	250	350	480	520	560	600	750	880	890

図 5.1　サンプル採取位置（1.2mm）

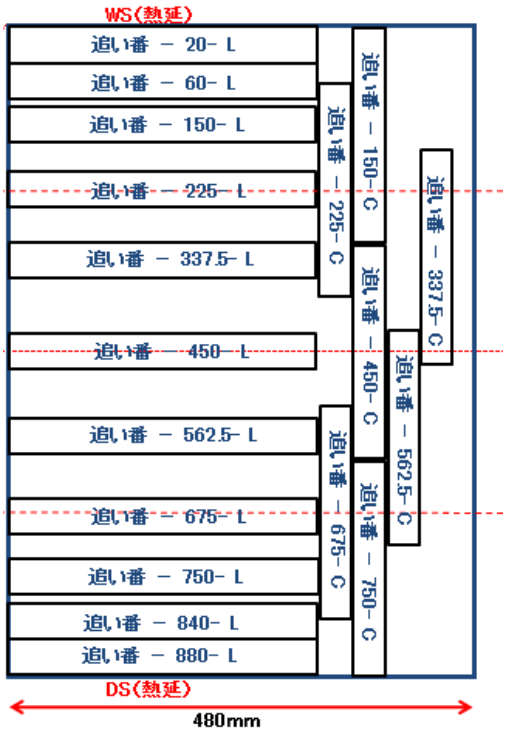


図 5.2　サンプル採取位置（板幅方向）

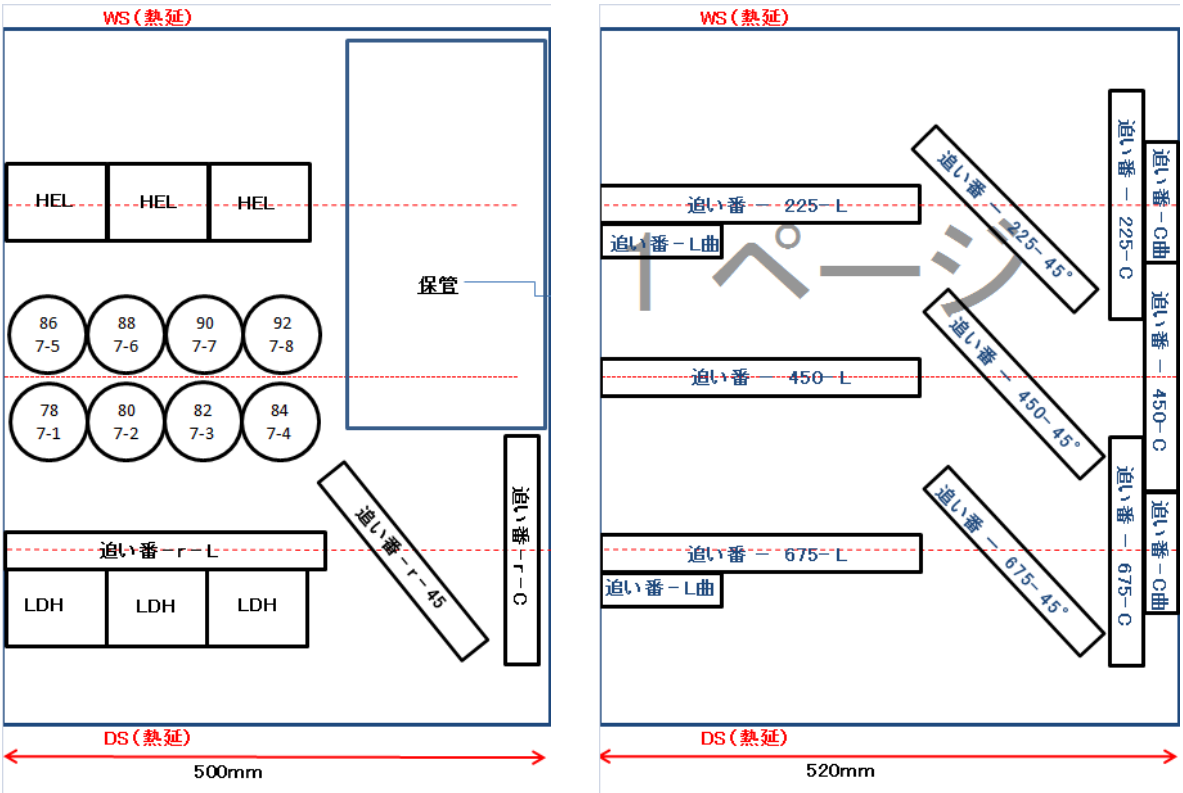


図 5.3　サンプル採取位置（成形性）

5.2 製品の化学成分分析

表 5.1 に，レベラーでサンプリングした各コイルの幅方向 5 個所のチェック分析結果を示す。

全幅およびコイル間での分析値のばらつきは小さく、溶製鋳込み全体で安定した品質を確保できていると判定した。また、本業務では新断ち比率を 16%にしたが、Cu：0.24%、Sn：0.020%であり、市中スクラップの平均レベルである。成分から見ても新断ち比率を安定調達可能な比率に下げれることが確認できた。

表 5.1 化学成分値

		%							
時期		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
目標値 ※		**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**
レベラー	1.2 No9 WS	0.210	0.996	0.45	0.033	0.007	0.24	0.15	1.02
	1.2 No9 1/4	0.206	0.997	0.44	0.032	0.007	0.24	0.13	1.02
	1.2 No9 1/2	0.206	0.995	0.44	0.032	0.007	0.24	0.13	1.01
	1.2 No9 3/4	0.205	1.001	0.45	0.033	0.007	0.24	0.15	1.02
	1.2 No9 DS	0.205	1.009	0.45	0.032	0.007	0.24	0.16	1.02
	1.4 No9 WS	0.197	0.969	0.43	0.030	0.007	0.24	0.12	1.01
	1.4 No9 1/4	0.205	0.988	0.44	0.033	0.007	0.24	0.12	1.02
	1.4 No9 1/2	0.208	0.993	0.43	0.032	0.007	0.24	0.12	1.02
	1.4 No9 3/4	0.205	0.989	0.43	0.031	0.007	0.24	0.11	1.01
	1.4 No9 DS	0.201	0.985	0.43	0.031	0.007	0.24	0.12	1.01

		%							
時期		Mo	V	Nb	Sn	Pb	B	Ca	Ti
目標値		**0.3**			0.015				
レベラー	1.2 No9 WS	0.29	0.014	0.011	0.020	0.000	0.0024	0.0012	0.006
	1.2 No9 1/4	0.29	0.014	0.009	0.020	0.000	0.0025	0.0011	0.006
	1.2 No9 1/2	0.29	0.014	0.009	0.020	0.000	0.0024	0.0014	0.006
	1.2 No9 3/4	0.30	0.014	0.010	0.020	0.001	0.0026	0.0012	0.006
	1.2 No9 DS	0.29	0.015	0.011	0.020	0.001	0.0025	0.0013	0.006
	1.4 No9 WS	0.29	0.013	0.007	0.019	0.000	0.0026	0.0012	0.005
	1.4 No9 1/4	0.30	0.013	0.007	0.020	0.000	0.0026	0.0010	0.006
	1.4 No9 1/2	0.29	0.013	0.007	0.020	0.000	0.0026	0.0012	0.006
	1.4 No9 3/4	0.29	0.013	0.006	0.019	0.000	0.0026	0.0010	0.005
	1.4 No9 DS	0.29	0.013	0.007	0.019	0.000	0.0027	0.0012	0.006

		%	ppm	
時期		Al	O	N
目標値		0.030	20(30)	40(70)
レベラー	1.2 No9 WS	0.013	33	67
	1.2 No9 1/4	0.012	27	68
	1.2 No9 1/2	0.012	26	68
	1.2 No9 3/4	0.012	25	65
	1.2 No9 DS	0.013	38	66
	1.4 No9 WS	0.011	25	64
	1.4 No9 1/4	0.010	24	65
	1.4 No9 1/2	0.011	23	66
	1.4 No9 3/4	0.010	21	64
	1.4 No9 DS	0.010	25	65

※ **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。

5.3 機械的性質

(1)測定方法

引張試験を行い、機械的性質を確認した。

試験方法：JIS Z 2241 に準ずる。

試験片：切り出した 400×30mm を、図 5.4 に示す 5 号試験片に加工した。

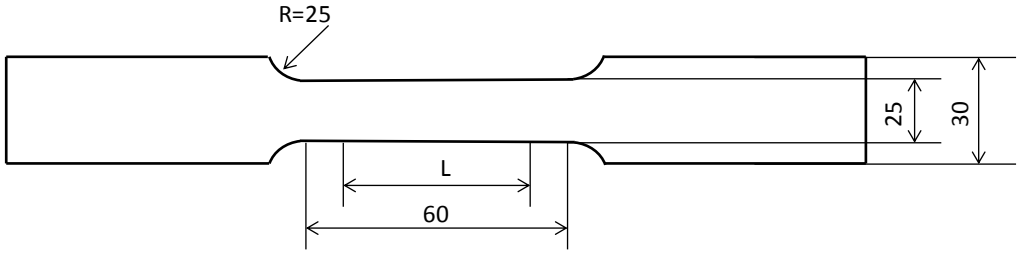


図 5.4　引張試験片

(2)引張試験結果

図 5.5 に板幅方向･圧延方向の強度分布及び強度－伸びバランスの分布図を示す。1.2mm 材、1.4mm 材共に、圧延方向の先端～中間では、板幅方向 1/4～3/4 の強度（TS）が 590MPa は満足しているものの 980MPa に対しては低く、強度（TS）と伸び（EL）の積（TS×EL）は 16000 以下であった。中間～後端では TS は 980MPa 以上で、TS×EL も 20000 前後あり良好な特性を示している。

図 5.6、図 5.7 に L 方向全データの強度－伸び特性と組織の関係を示す。図中の点線は TS×EL が 16000 のラインで、このラインより特性の良いものの組織を観察すると、微細ベイナイト＋MA となっており、狙い通りの組織が出来ている。点線より特性の悪いものの組織は、ベイナイト＋パーライトであった。圧延の操業結果でも述べた通り、前半部分は冷却が十分できていないためパーライトが生成する温度条件であったと考えられる。後半部分のように冷却速度を速めて冷却すれば、パーライト生成を避けることができ、今後の実操業での調整で対応できるのもと考える。

図 5.8、図 5.9、にコイルの圧延方向で圧延温度が狙い値通りに出来た個所と外れた個所の強度－伸びデータと冷延 980MPa の鉄鋼連盟自動車鋼板規格を示す。狙い通りの温度で圧延できたコイル後半部では、980MPa の規格を十分満足している上、TS×EL も 20000 前後を得られている。

図 5.10、図 5.11 に狙い通りの温度で圧延できたコイル部位の幅方向の特性比較を示す。1.2mm、1.4mm ともに幅方向の特性差異は TS-YP<100MPa、EL<5%でありバラつきは少ない。YR は約 0.7 である。また、エッジより内側の方が TS、TS×EL はやや高く特性が良い。

図 5.12 に横軸に L 方向、縦軸に C 方向の特性を示す。L-C の異方性が見られる。これは仕上温度が設定に対して低かったことにより、再結晶γからの変態ではなく加工γからの変態が起こったためと考えられる。異方性に関しては、仕上圧延温度を設定どおり圧延することにより解決できると考えている。

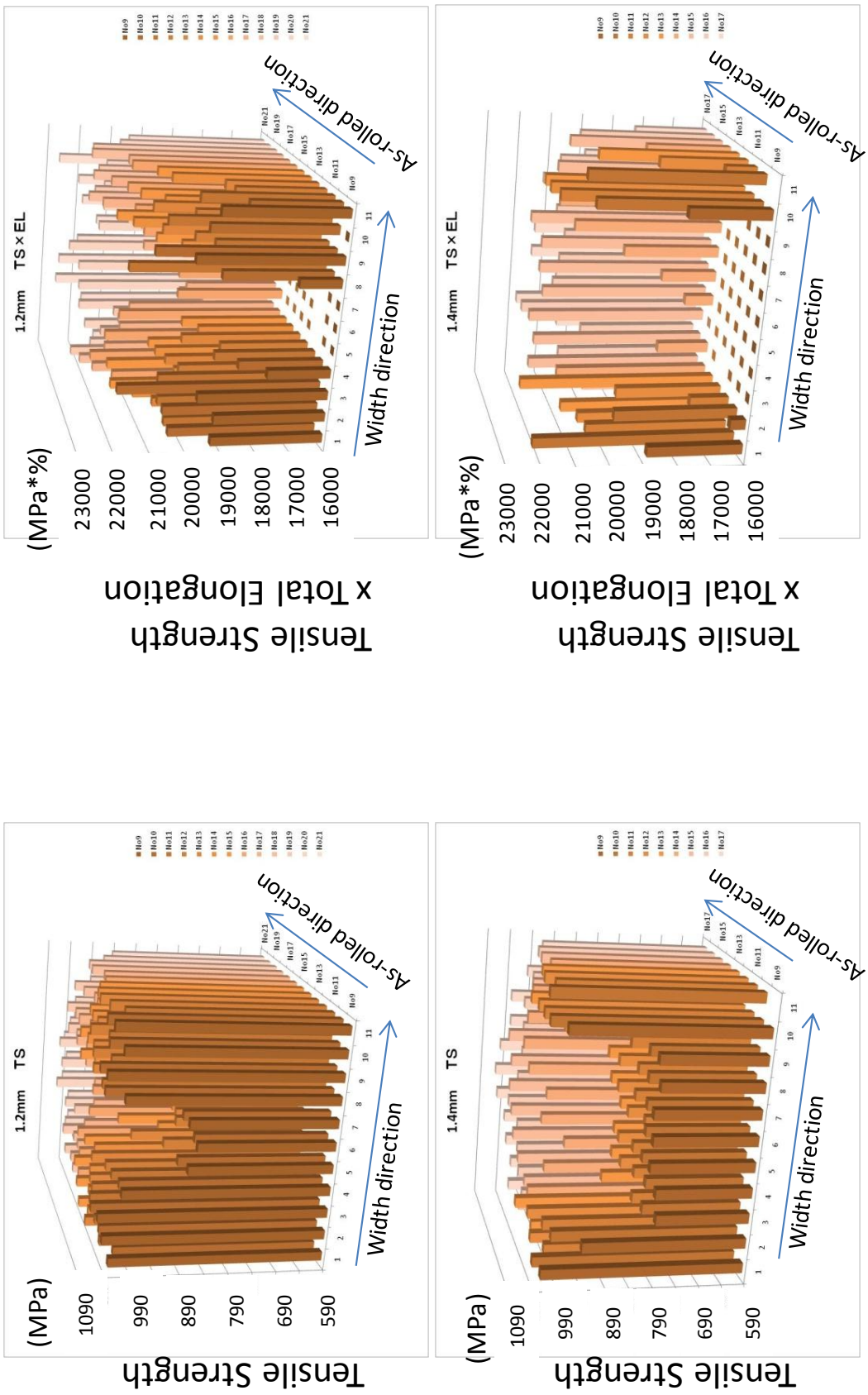


図 5.5　引張試験結果分布図（L 方向全データ）

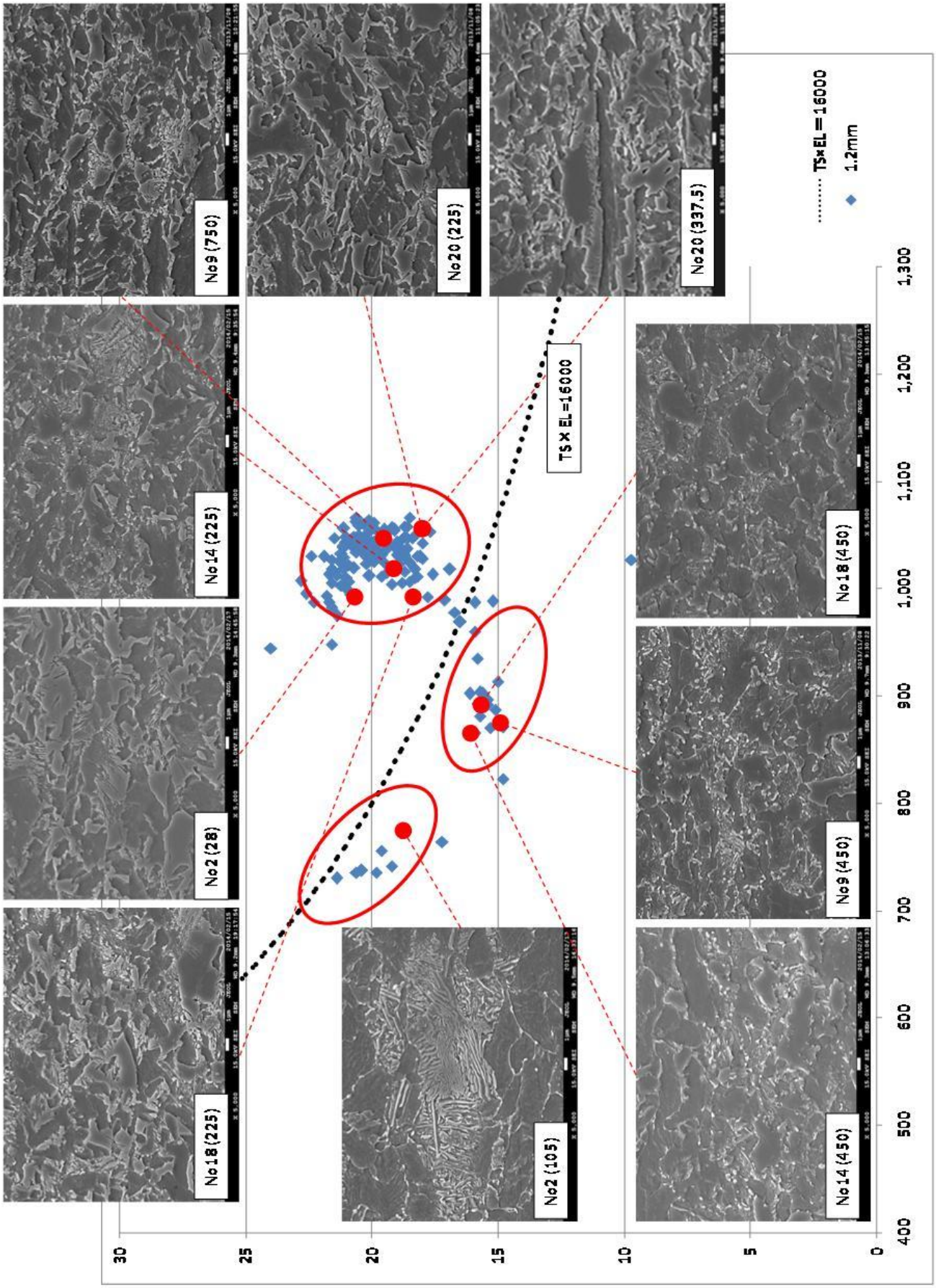


図 5.6　強度－伸び特性（L 方向全データ）と組織の関係（1.2mm 材）

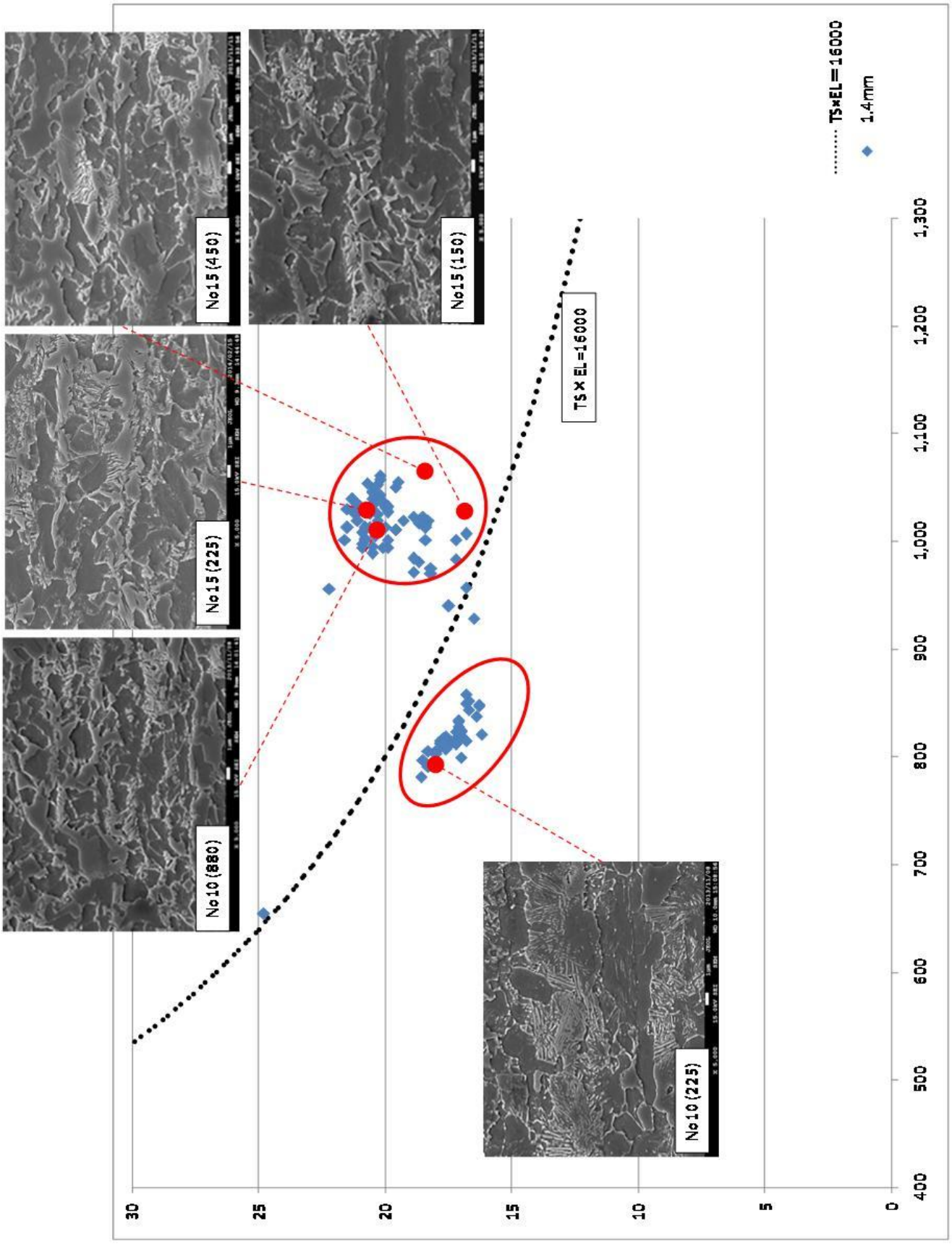


図 5.7　強度－伸び特性（L 方向全データ）と組織の関係（1.4mm 材）

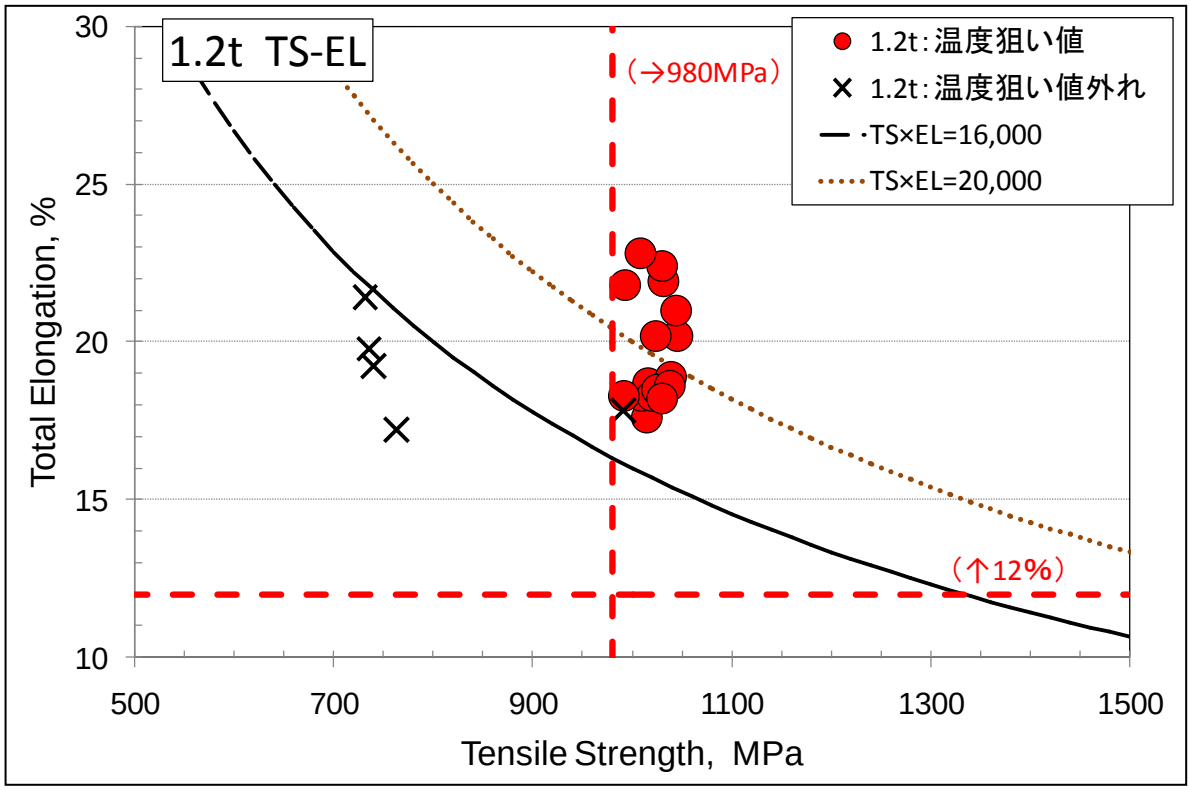


図 5.8　操業温度と強度－伸び（L 方向 1/4 部）の関係（1.2mm）

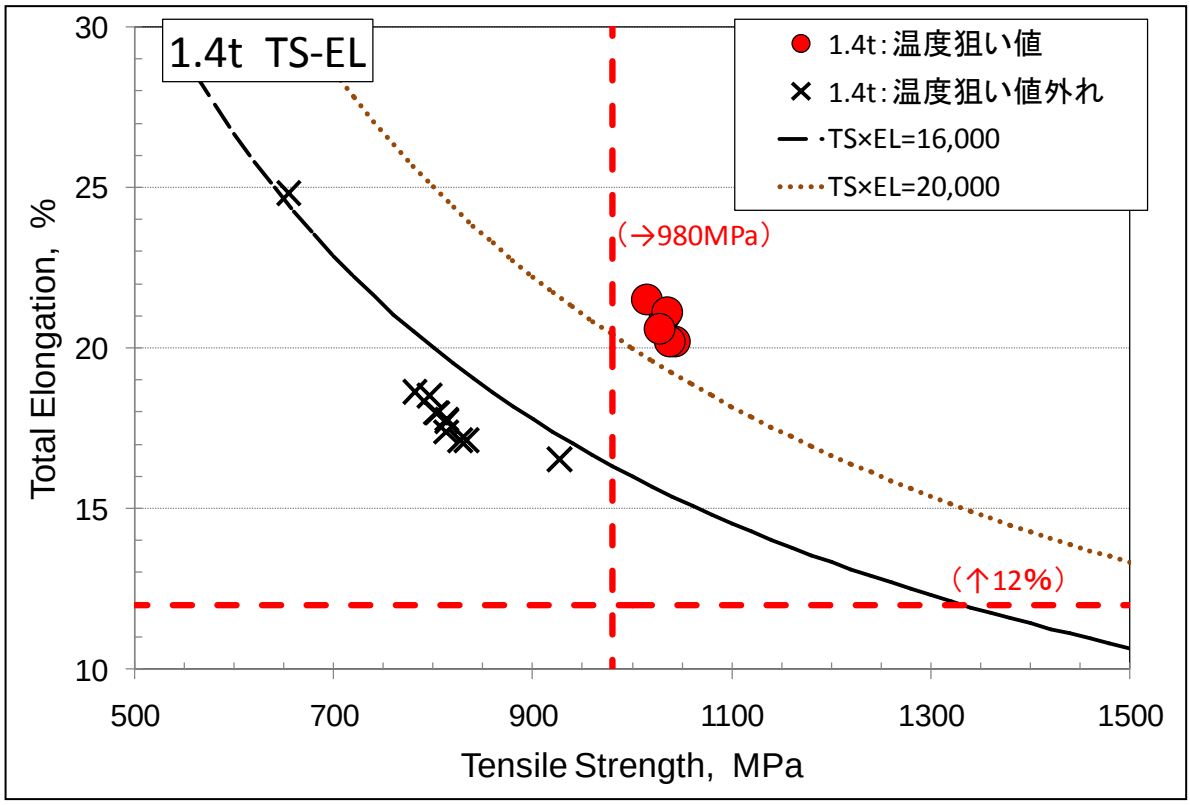


図 5.9　操業温度と強度－伸び（L 方向 1/4 部）の関係（1.4mm）

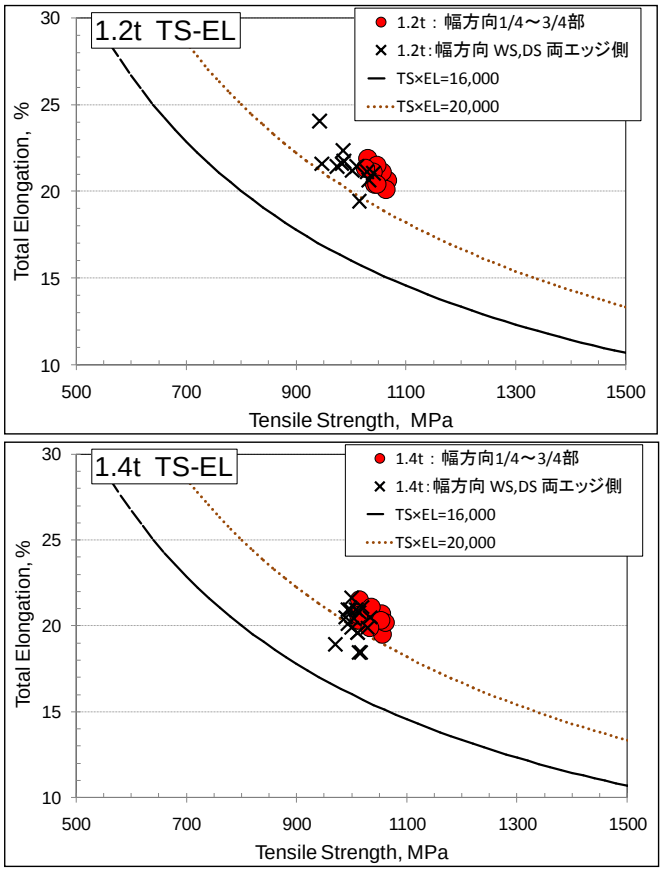


図 5.10　TS-EL の幅方向特性

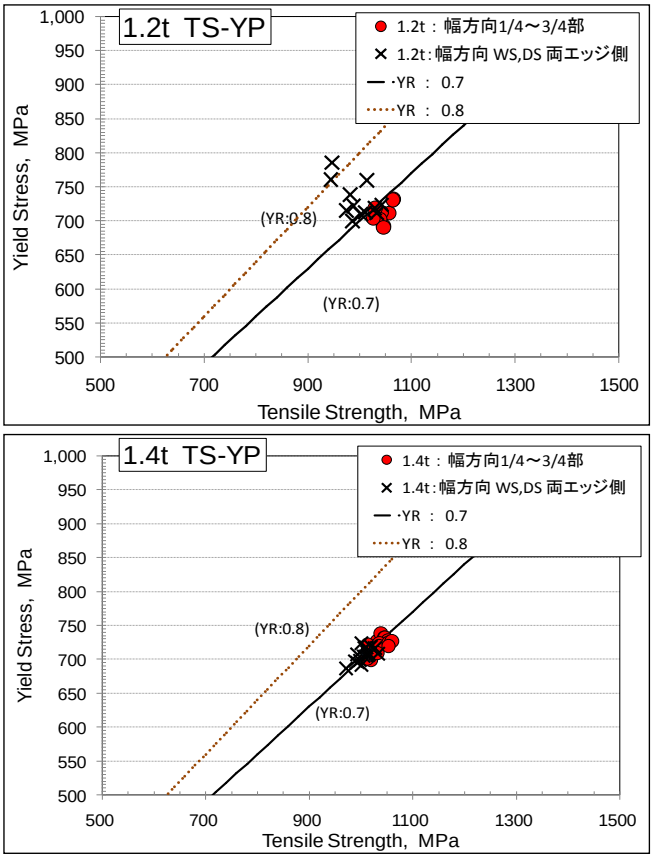


図 5.11　TS-YP の幅方向特性

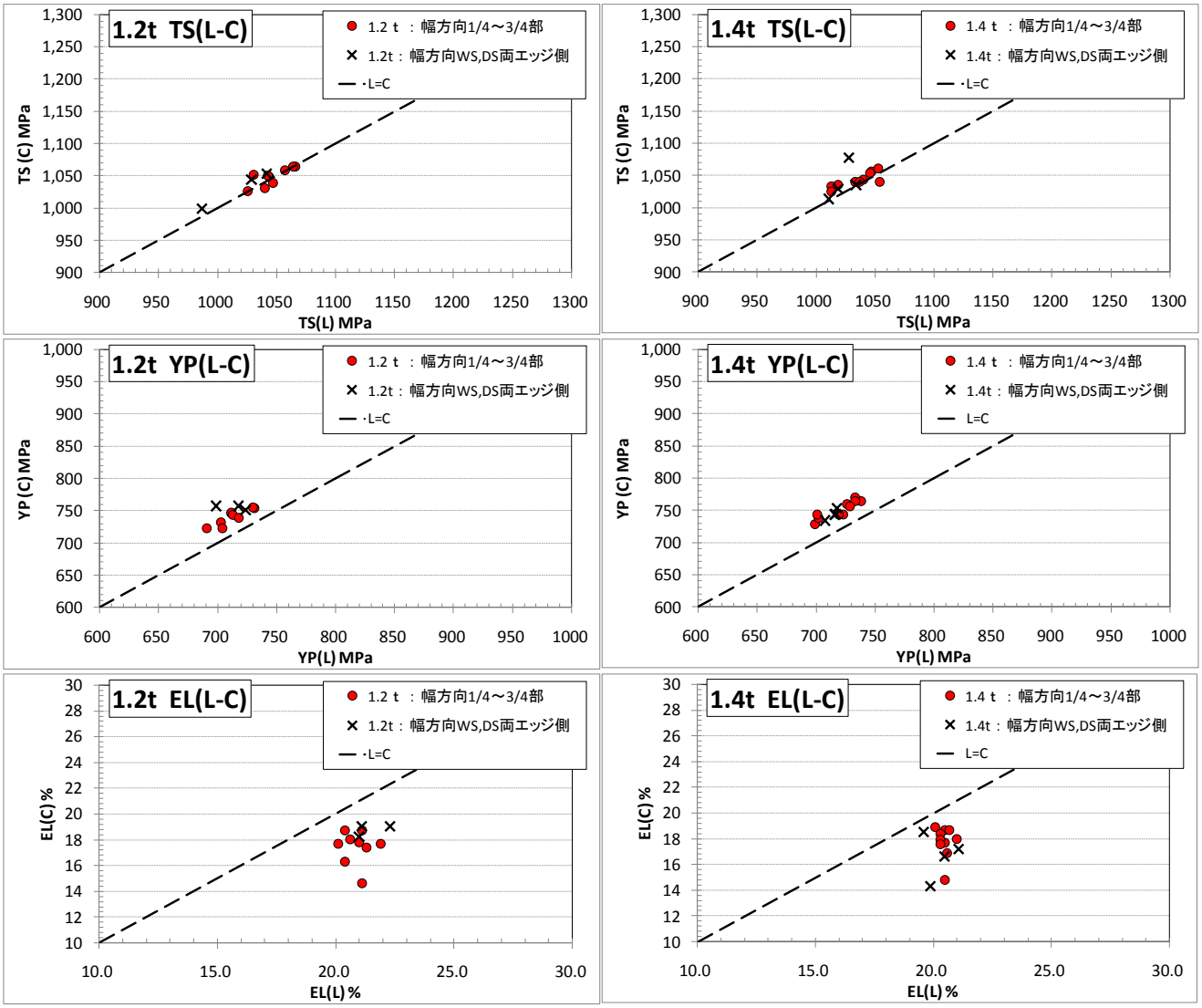

1.2t TS(L-C)
1.2 t ：幅方向1/4～3/4部
1.2t：幅方向WS,DS両エッジ側
・L=C
TS (C) MPa
TS(L) MPa
1.4t TS(L-C)
1.4 t ：幅方向1/4～3/4部
1.4t：幅方向WS,DS両エッジ側
・L=C
TS (C) MPa
TS(L) MPa
1.2t YP(L-C)
1.2 t ：幅方向1/4～3/4部
1.2t：幅方向WS,DS両エッジ側
・L=C
YP (C) MPa
YP(L) MPa
1.4t YP(L-C)
1.4 t ：幅方向1/4～3/4部
1.4t：幅方向WS,DS両エッジ側
L=C
YP (C) MPa
YP(L) MPa
1.2t EL(L-C)
1.2 t ：幅方向1/4～3/4部
1.2t：幅方向WS,DS両エッジ側
・L=C
EL(C) %
EL(L) %
1.4t EL(L-C)
1.4 t ：幅方向1/4～3/4部
1.4t：幅方向WS,DS両エッジ側
L=C
EL(C) %
EL(L) %

図 5.12　L-C 異方性

6.品質等に関する検証

本試作材を用いて、自動車用鋼板として要求される品質要求項目の検証を 6.1 項～6.6 項に、また弊社の表面処理ラインを考慮した生産基礎調査としての品質検証を 6.7 項に述べる。

6.1　耐食性評価

湿潤・塩水噴霧・浸漬・乾燥を組み合わせた繰り返しにより腐食環境を再現し、母材および化成処理・電着塗装の耐食性を評価した。

(1)試験方法

塩水噴霧試験(SST)、複合サイクル試験(CCT)および塩温水試験(SDT)を実施した。

(a) SST によるクロスカット評価

試験法：JIS Z2371(塩水噴霧試験法)規定の中性塩水噴霧試験法に準ずる。
試験片：150×70mm、切断面をセロハンテープで保護
温度条件：試験槽内 35±2℃、空気飽和器内 47℃
噴霧時間：96Hr、240Hr、480Hr
噴霧圧力：0.098±0.01MPa
塩水：JIS K8150 特級塩化ナトリウム又は同等品＋脱イオン水，50±5g/L，pH6.5～7.2
測定項目：（クロスカット)目視によるさび・はがれ、テープ剥離幅

(b) CCT によるクロスカット評価

試験法：JIS K5600-7-9(サイクル腐食試験方法)に準ずる。
試験片：150×70mm
電着塗装を行い、図 61.1 のように切り込み傷をつける(クロスカット)。

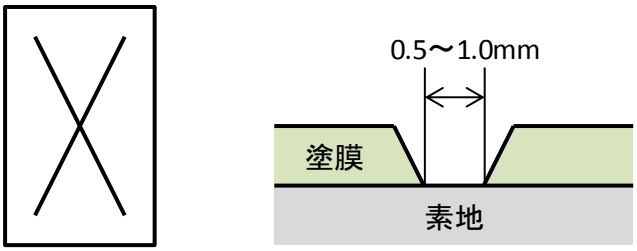


図 61.1　耐食性評価用試験片へのクロスカット

運転条件：図 61.2 に示すパターンを 5、10、25 サイクル繰り返す。
塩水噴霧条件は、上記 SST 同様．湿潤時の湿度は，95%RH とする。

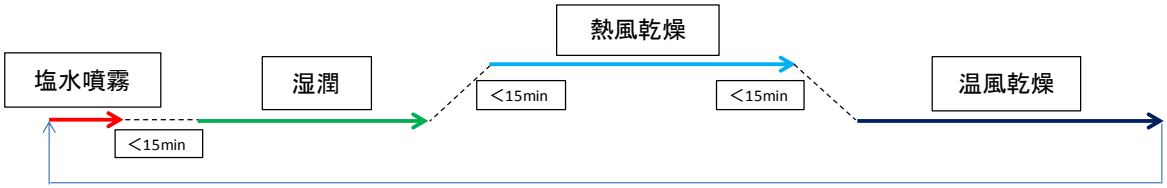


図 61.2　CCT 運転パターン

測定項目：(クロスカット)目視によるさび・はがれ，テープ剥離幅

(c) SDT によるクロスカット評価
試験法：JIS　　に準ずる．
試験条件：5%Nacl 水溶液 55℃に 96 時間浸漬．
試験片：CCT 試験と同様．
測定項目：(クロスカット)目視によるさび・はがれ，テープ剥離幅

(2)試験装置

腐食環境の再現のため，図 61.3 および図 61.4 に示す複合サイクル試験機を用いた．本試験機は，試験槽，噴霧装置，塩水タンク(噴霧・浸漬)，空気供給器，空気飽和器，温湿度調整装置，排気装置等で構成され，噴霧・乾燥・湿潤・浸漬の 4 つの環境を再現する．タッチパネルコントローラで試験条件を設定し，任意の順序・組み合わせで自動運転する．

図 61.3　CCT 試験機外観写真

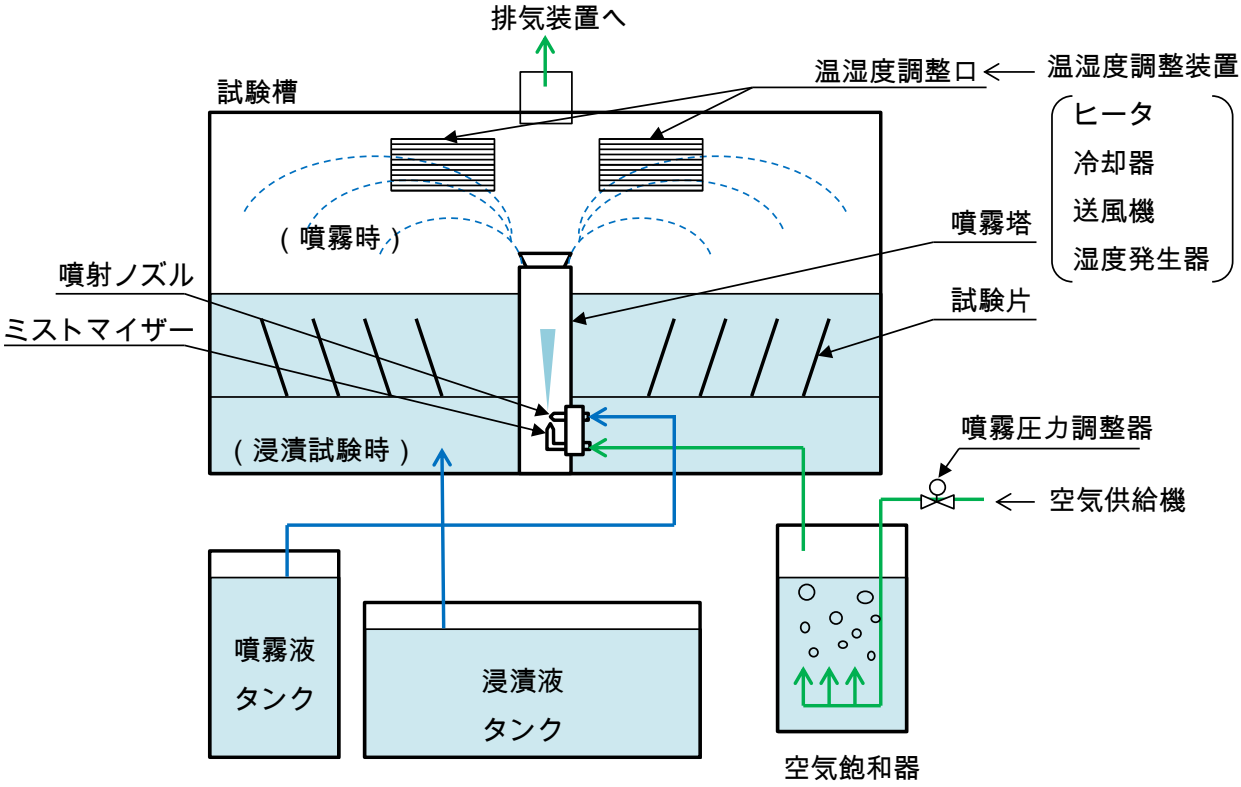


図 61.4　CCT 試験機概略図

(3)試験結果

(a) SST によるクロスカット評価

試作材と、現行高炉比較材（270Mpa 冷延材）で実施したクロスカット評価結果を、表 61.1 および図 61.5 に示す。試験前後の試験片外観写真は、図 61.6～図 61.8 に示す。

試作材の最大剥離幅は基準（2.5mm 以下）範囲内で、現行高炉比較材に比べても耐食性は優れている。

表 61.1　SST クロスカット評価試験結果

		SST−96Hr後		SST−240Hr後		SST−480Hr後	
供試材	n数	剥離幅	ブリスタ有無	剥離幅	ブリスタ有無	剥離幅	ブリスタ有無
980−1.4t	1	<0.1	無	0.2	無	0.4	無
	2	0.1	無	0.4	無	0.6	無
	3	<0.1	無	0.3	無	0.3	無
980−1.2t	1	<0.1	無	0.3	無	1.0	無
	2	0.1	無	0.3	無	0.7	無
	3	<0.1	無	0.4	無	0.9	無
比較材−	1	<0.1	無	0.5	無	1.1	無
	2	0.1	無	0.4	無	1.5	無
	3	0.1	無	0.6	無	1.5	無

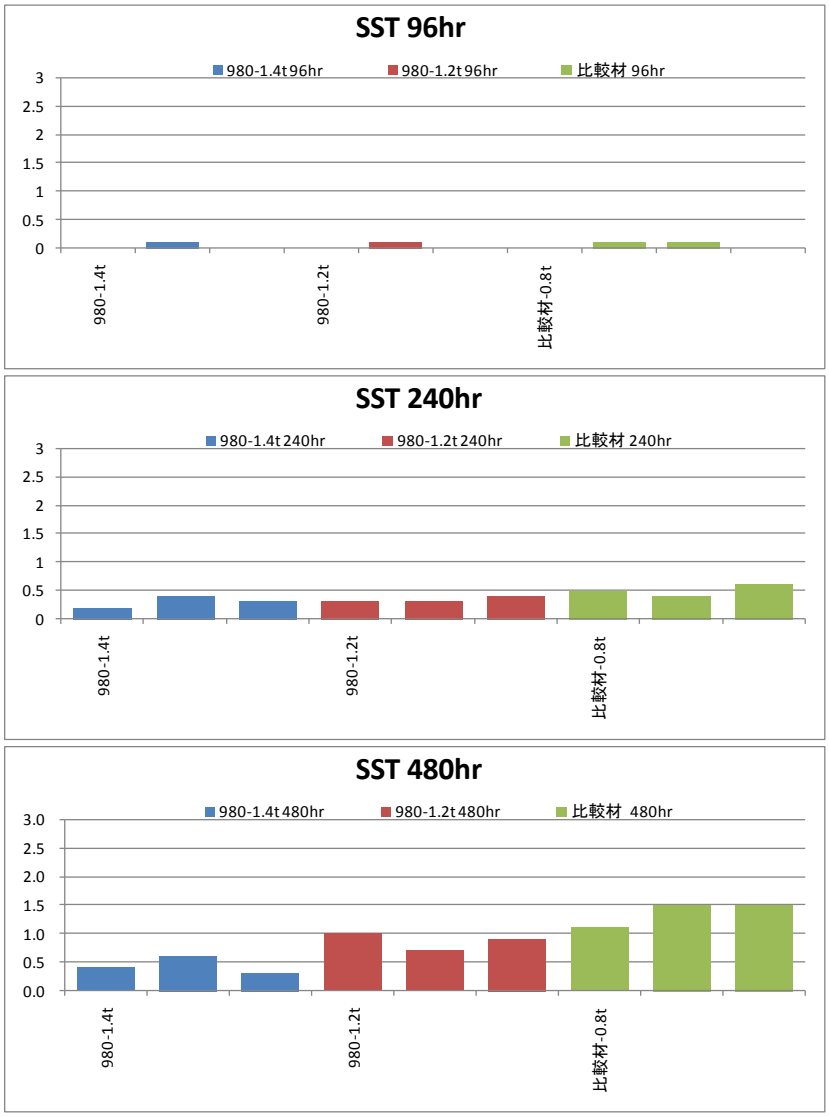
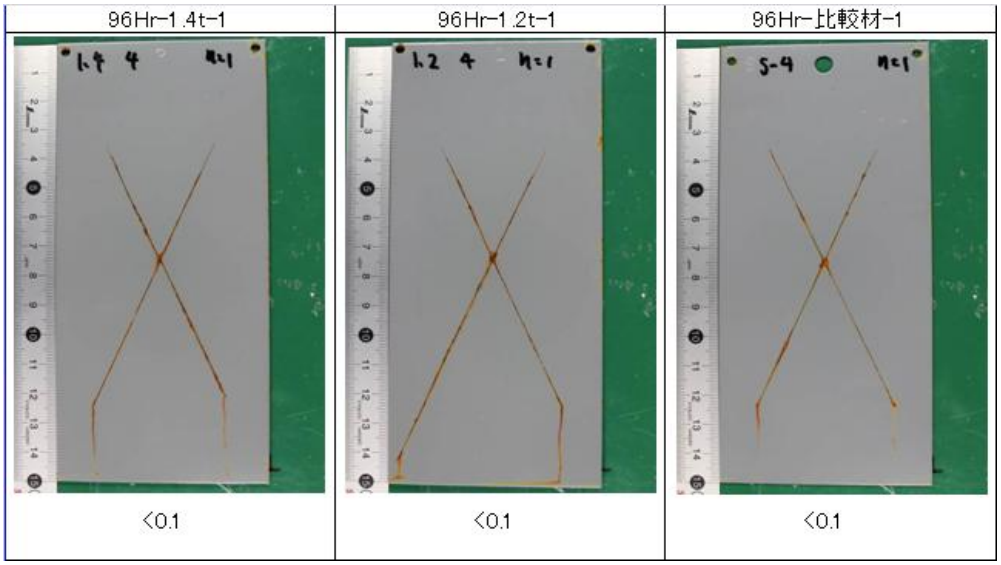
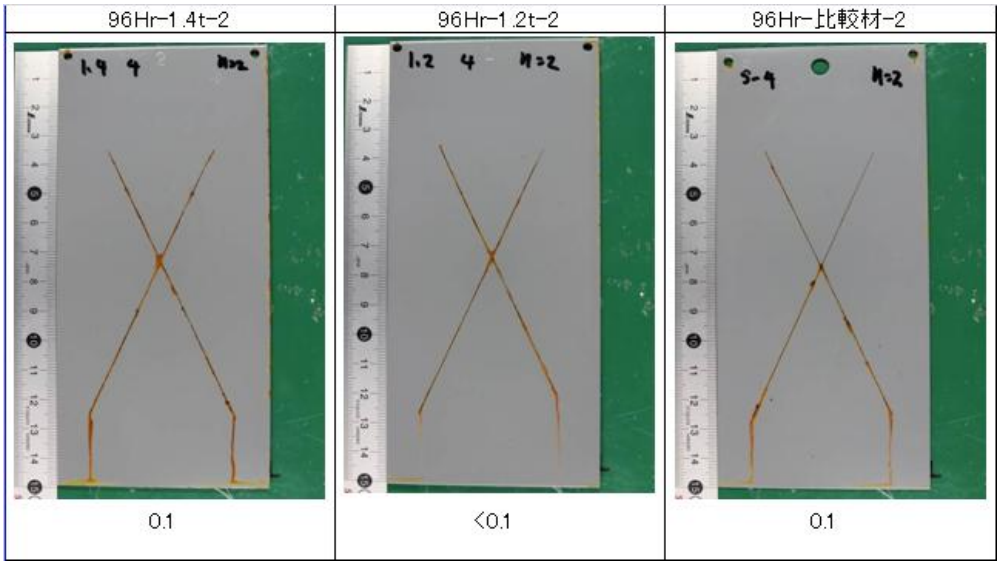


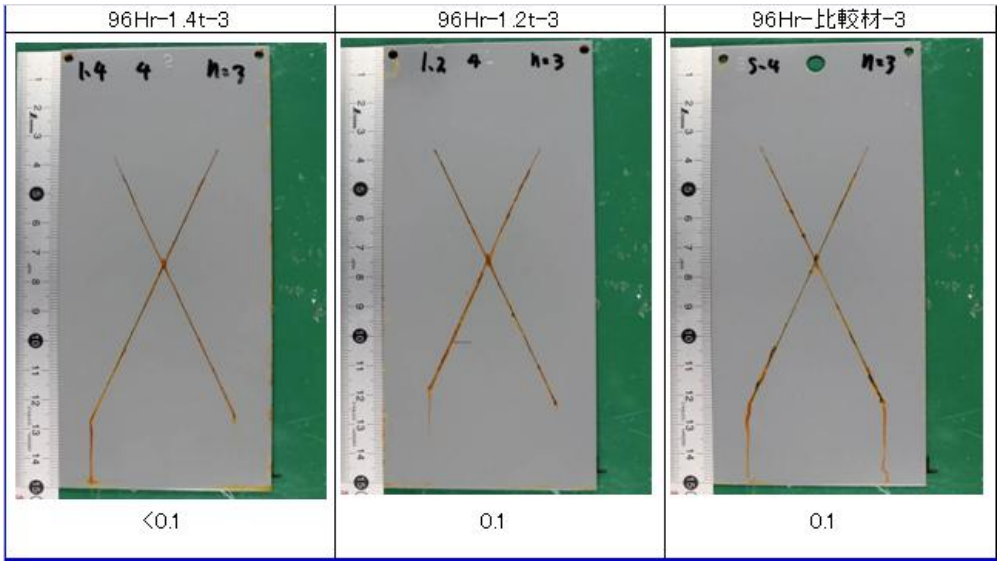
図 61.5　SST クロスカット評価試験結果



(a)n=1

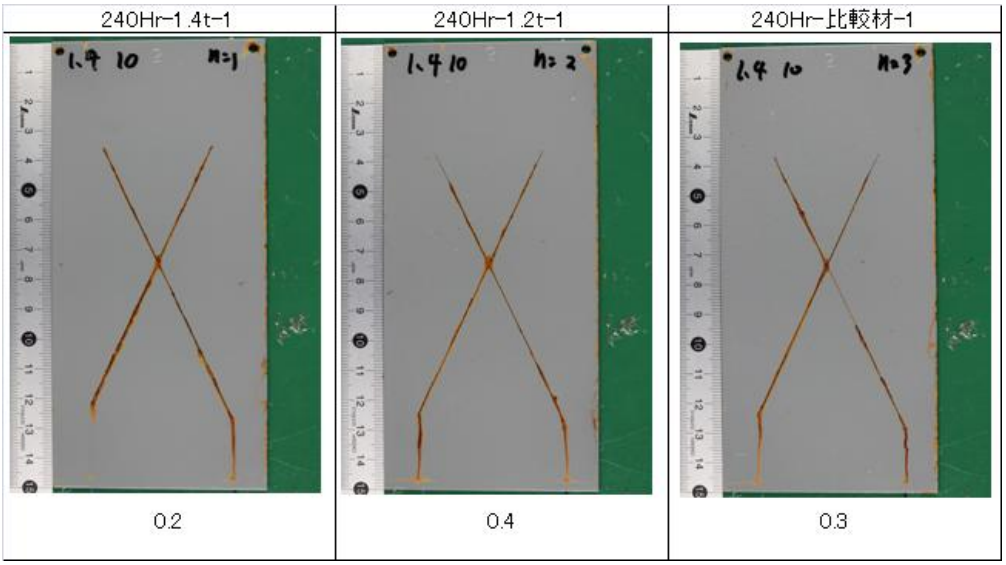


(b)n=2

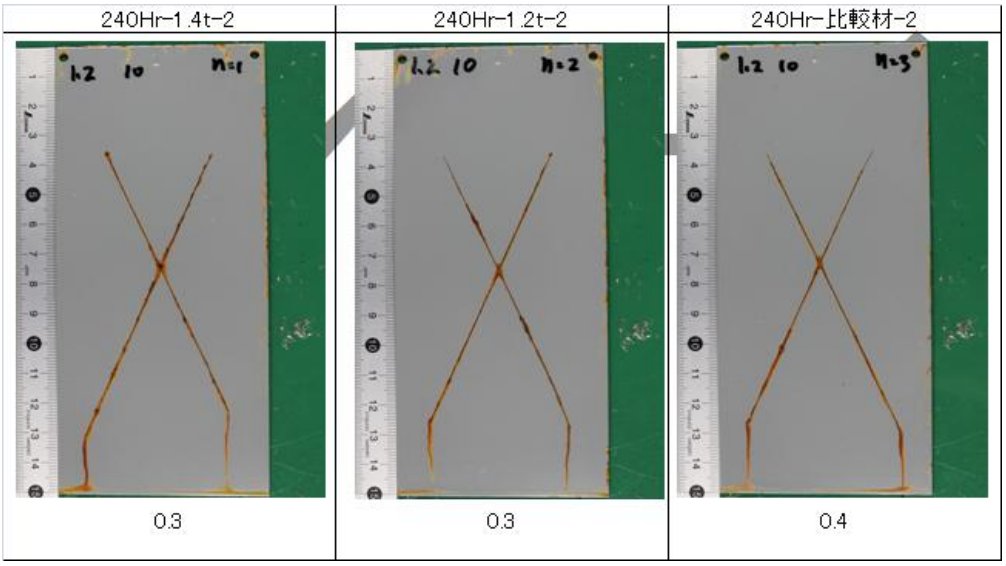


(c)n=3

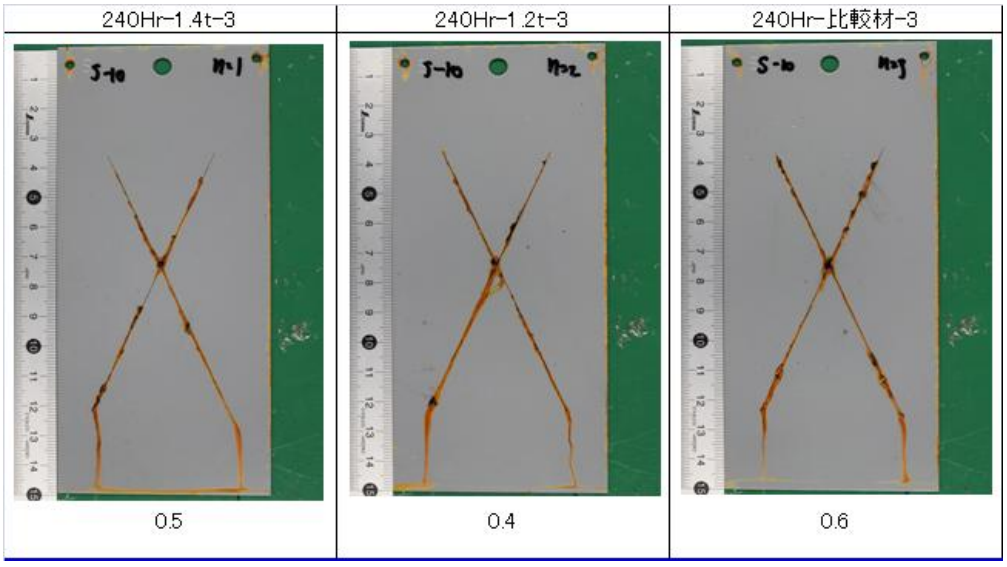
図 61.6　SST クロスカット試験片外観写真　（噴霧 96hr 後）



(a)n=1

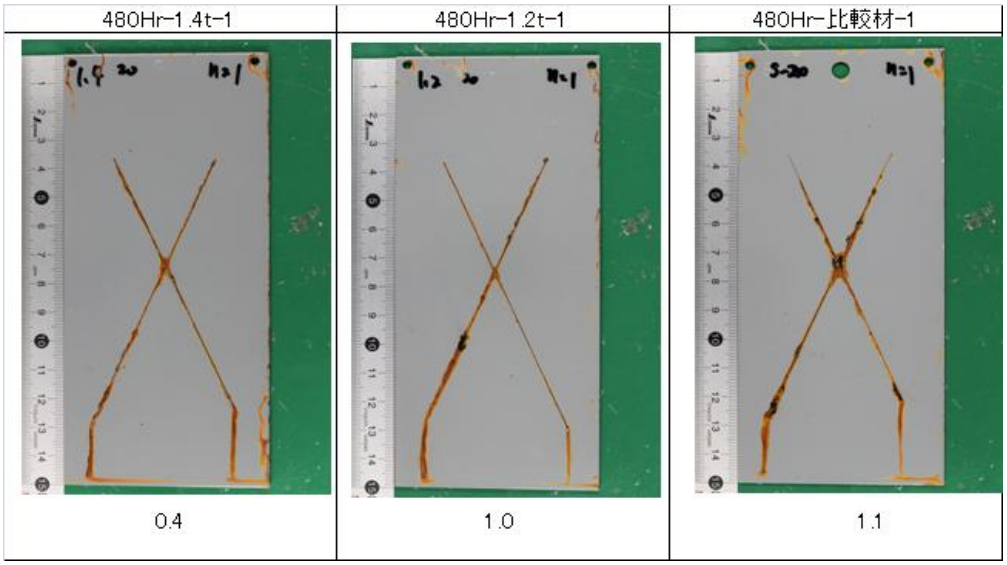


(b)n=2

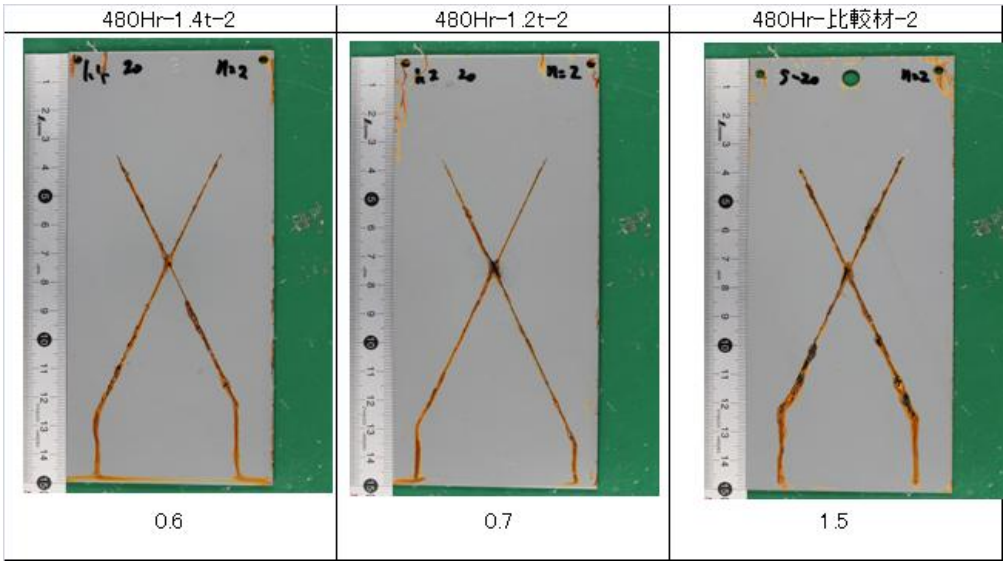


(c)n=3

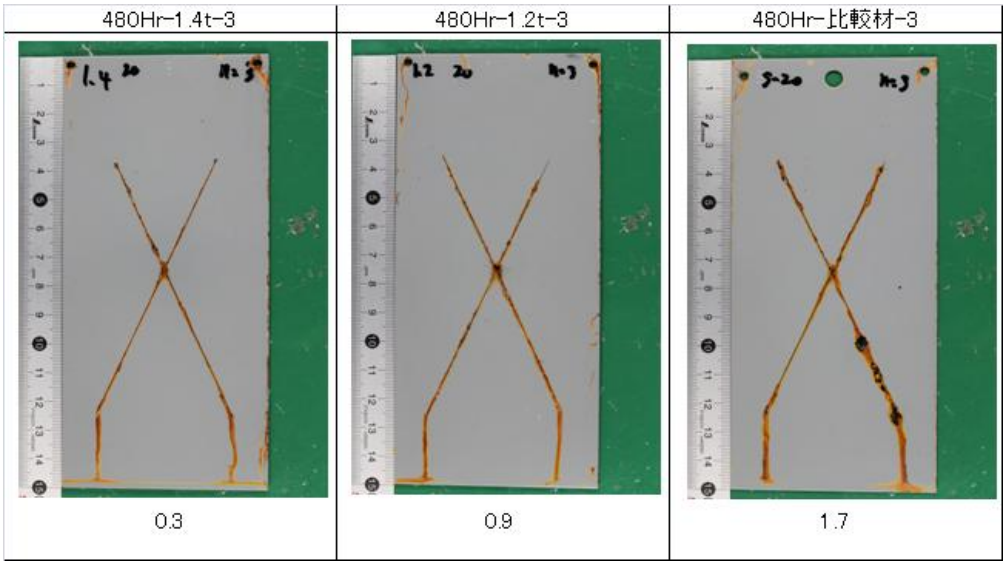
図 61.7　SST クロスカット試験片外観写真　（噴霧 240hr 後）



(a)n=1



(b)n=2



(c)n=3

図 61.8　SST クロスカット試験片外観写真　（噴霧 480hr 後）

(b) CCT によるクロスカット評価

CCT によるクロスカット試験結果を表 61.2、図 61.9 に示す。図 61.10～図 61.12 に試験片の外観写真を示す。

表 61.2　CCT クロスカット試験結果

供試材	n数	CCT−5cyc後	CCT−10cyc後	CCT−25cyc後
		剥離幅	剥離幅	剥離幅
試作材−1.4t	1	0.2	0.9	1.8
	2	0.3	0.7	2.5
	3	0.6	1.4	1.8
試作材−1.2t	1	0.4	0.5	1.2
	2	0.1	0.4	1.8
	3	0.1	0.9	2.3

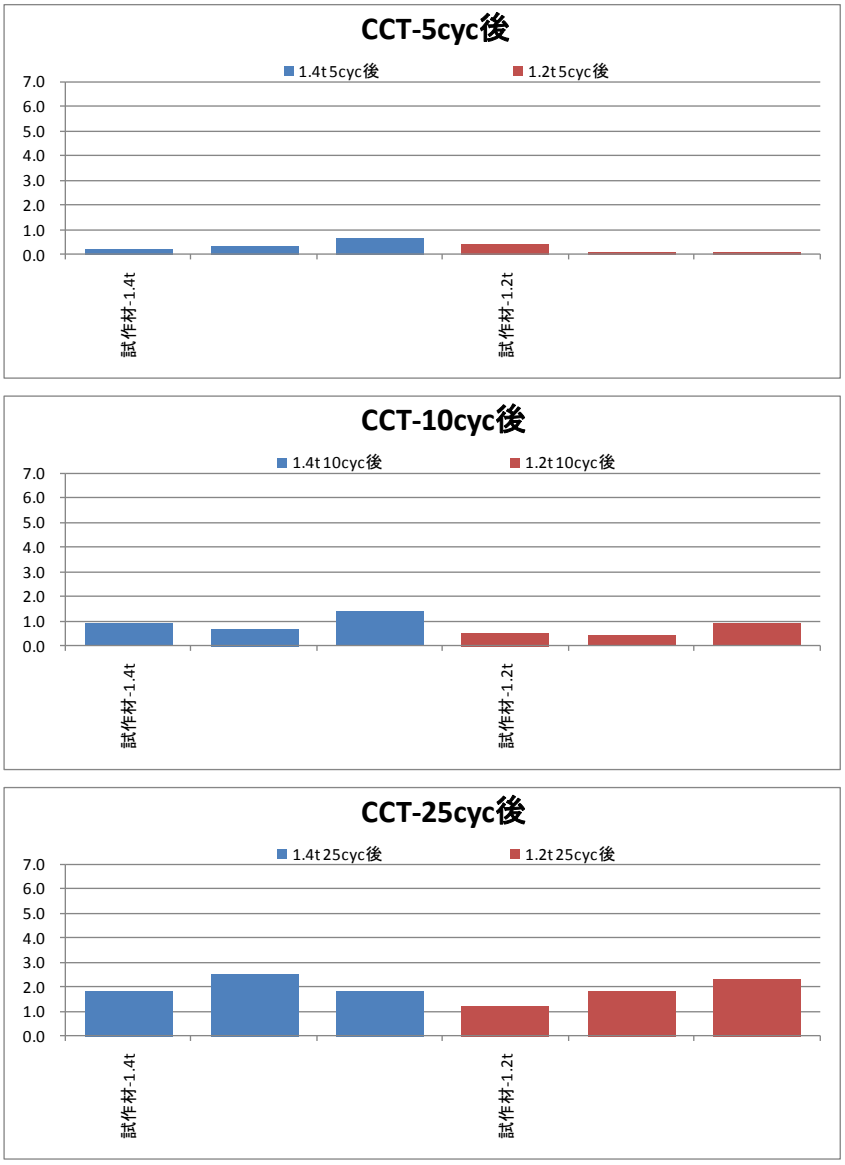


図 61.9　CCT クロスカット試験結果

鋼種	11－5	12－5	13－5
試作材 1．2t			
鋼種	21－5	22－5	23－5
試作材 1．4t			

図 61.10　CCT クロスカット試験片外観写真（噴霧 5cyc 後）

鋼種	11－10	12－10	13－10
試作材 1．2t			
鋼種	21－10	22－10	23－10
試作材 1．4t			

図 61.11　CCT クロスカット試験片外観写真（噴霧 10cyc 後）

鋼種	11－25	12－25	13－25
980鋼 1．2t			
鋼種	21－25	22－25	23－25
980鋼 1．4t			

図 61.12　CCT クロスカット試験片外観写真（噴霧 25cyc 後）

(c) SDT によるクロスカット評価

SDT によるクロスカット試験結果を表 61.3、図 61.13 に示す。図 61.14 に試験片の外観写真を示す。

SDT での最大剥離幅は基準内（2.5mm 以下）である。車体適用レベルにあると考えられる。

表 61.3　SDT クロスカット試験結果

供試材		n	SDT−96Hr後 最大剥離幅
試作材	1.4t	1	0.8
		2	1.5
		3	1.4
	1.2t	1	0.8
		2	1.0
		3	0.8
現行高炉材の 冷延標準板	0.8t	1	0.4
		2	0.5
		3	0.4

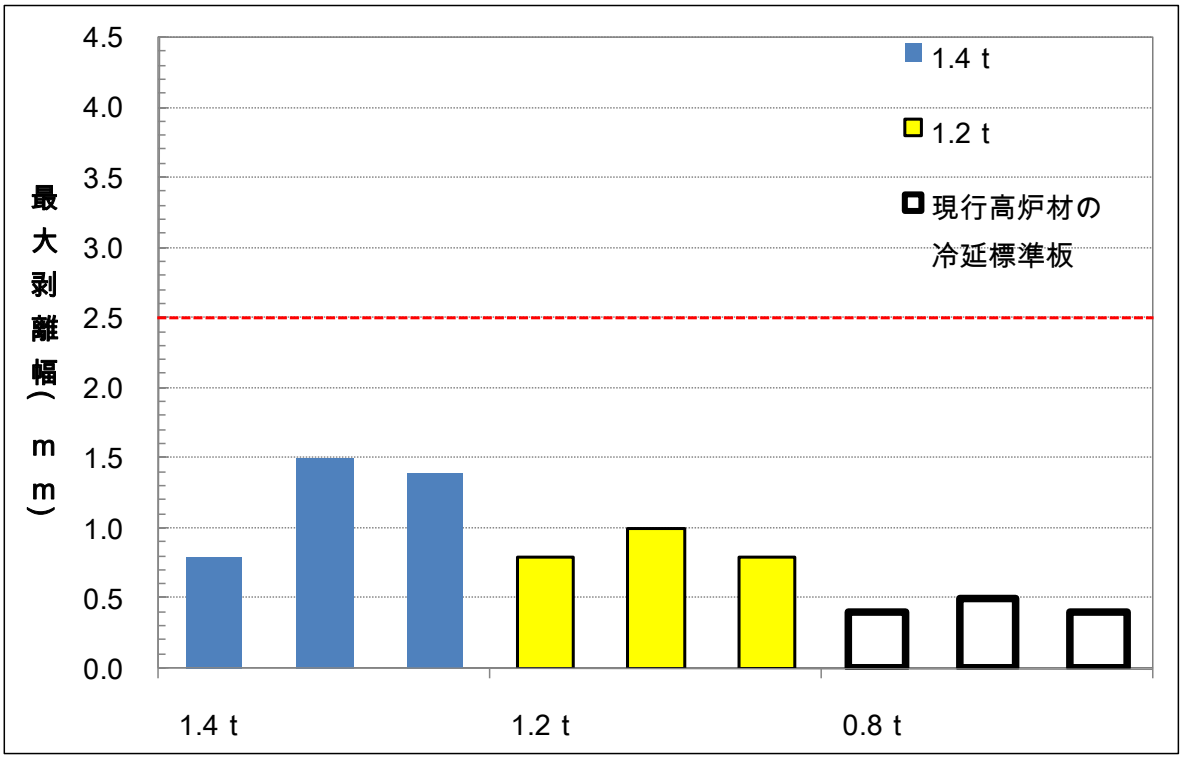
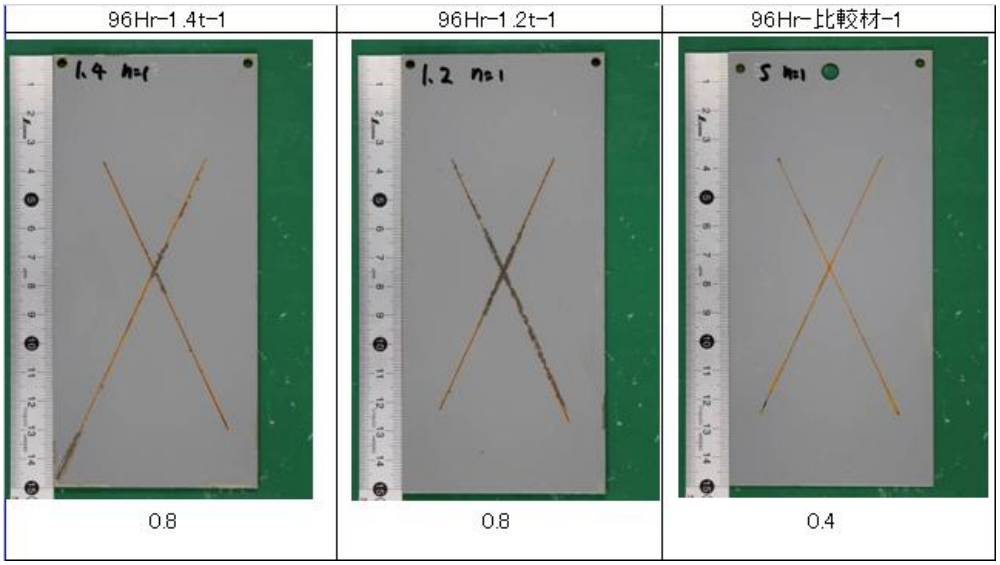
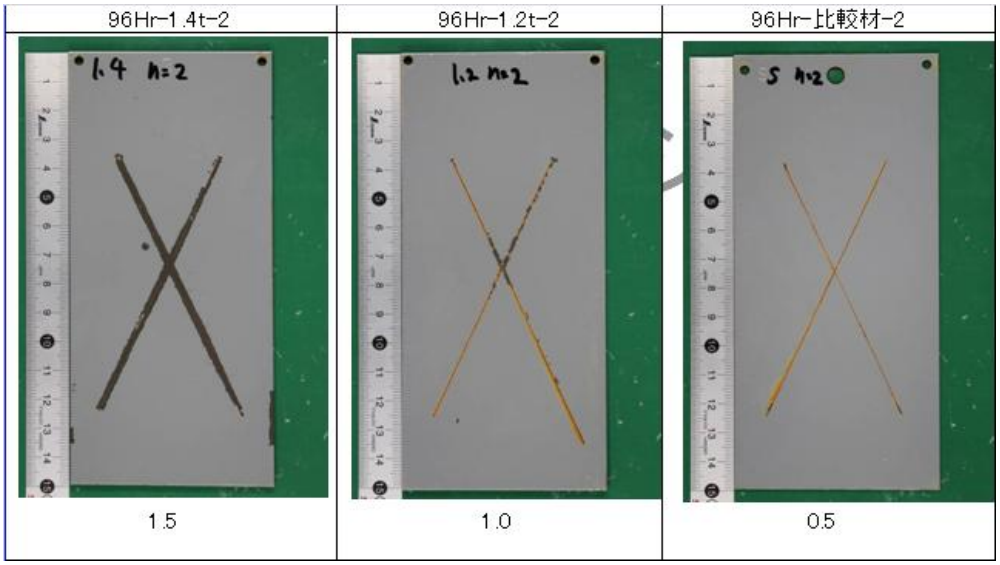


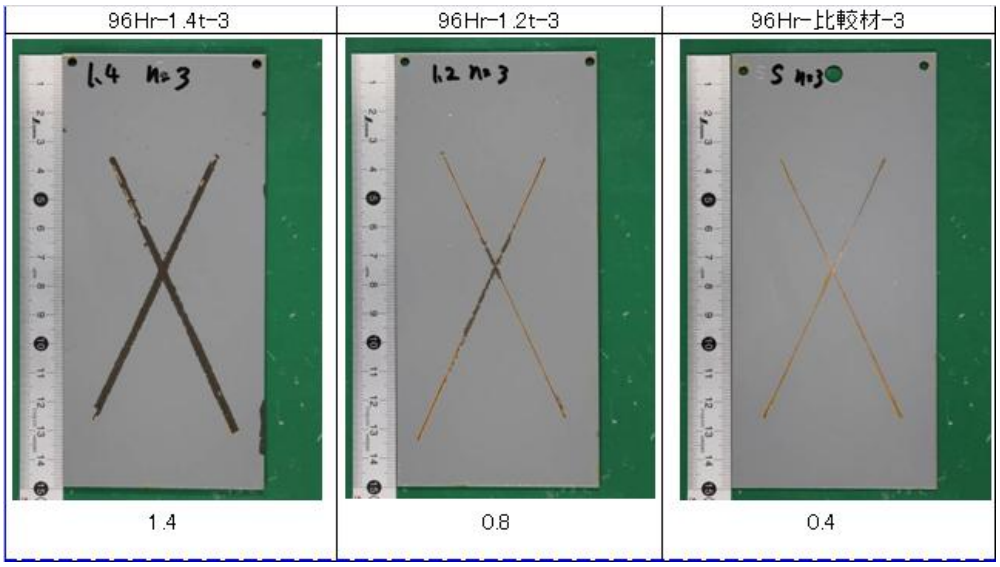
図 61.13　SDT クロスカット試験結果



(a)n=1



(b)n=2



(c)n=3

図 61.14　SDT クロスカット試験片外観写真（浸漬 96hr 後）

(4)耐食性のまとめ

(1)～(3)の試験において、本試作材は、電着塗装性に関して現行高炉比較材と同等な耐食性を有していると考えられる。

6.2　溶接性評価

スポット溶接継ぎ手は、設計通りに車体が構造強度を発揮するための重要な構造要素であり、工法である。自動車用鋼板の高張力化は、強度と延性のバランスを良好に保つことが求められるため、材料としては炭素量を増やし基地組織強度を高めた状態で組織制御を行うことが適していること、あるいは、合金元素を利用して緻密な組織制御を行う傾向にあり、その結果、スポット溶接部の溶融ナゲット部の硬度は硬くなると同時に、靭性が低下してしまうという課題が生じている。更には、母材が高降伏強度となるため、負荷時に接合点周辺の拘束力が高くなることから溶接部端の応力集中が上昇することに起因し、溶接欠陥感受性が増加する為、接合強度が安定しなくなるという問題がある。これらの問題は特に、材料強度が 590MPa を超えたあたりから顕著になることが知られている。このことから、高強度－高延性が求められる自動車用高張力鋼板の開発は、スポット溶接性向上の技術開発とも言え、材料開発と併せ、その溶接工法（条件）自体も重要な開発課題となっている。

このような一連の高張力鋼板のスポット溶接性に係る課題は、特に、材料強度 590MPa 級で顕著な現象となって現れ、780MPa，980MPa と材料強度が上がるにつれて、課題の難易度は難しさを増す。本試作材では、材料強度 590MPa 以上、実際の試作目標は材料強度 980MPa を目標としているため、スポット溶接性は特に重要な品質特性であり開発課題と言える。

本試作材では、溶接部靭性を考慮した組成設計がなされているが、スポット溶接条件を見出すにあたっては、熱処理的プロセスに沿って良好な靭性が得られるような加熱・冷却制御を行うべく通電条件の検討を行った。尚、しばしば、自動車会社では、接合部強度の信頼性確保の観点から、十字継ぎ手の強度試験において、ボタン抜け破断、あるいは母材破断が求められる。理由は、十字継ぎ手が応力集中の点から最も厳しい継ぎ手分類に入ること、重ね合わせ継ぎ手のせん断型破壊モードでは接合強度（TSS）が溶接欠陥に鈍感なのに対して、十字継ぎ手の剥離型破壊モードでは、剥離強度（CTS）が材料や溶接部欠陥に敏感であることから、十字継ぎ手破壊モードが安定的モードとなることにより、継ぎ手そのものの信頼性が得られると考えられる為である。具体的には、十字継ぎ手が溶接部の溶融凝固部以外の個所で安定的破断モード（ボタン抜け等）を呈することは、強度安定性の点から重要な評価指標のひとつとなっている。

本試作材、及びその適正な溶接条件を見出すにあたっては、上記の安定的破断モードを呈することを目標とした。

具体的には、スポット溶接を施工した試験片を作製し、せん断引張・十字引張(図 62.1)を実施して、スポット溶接部の強さを評価する。

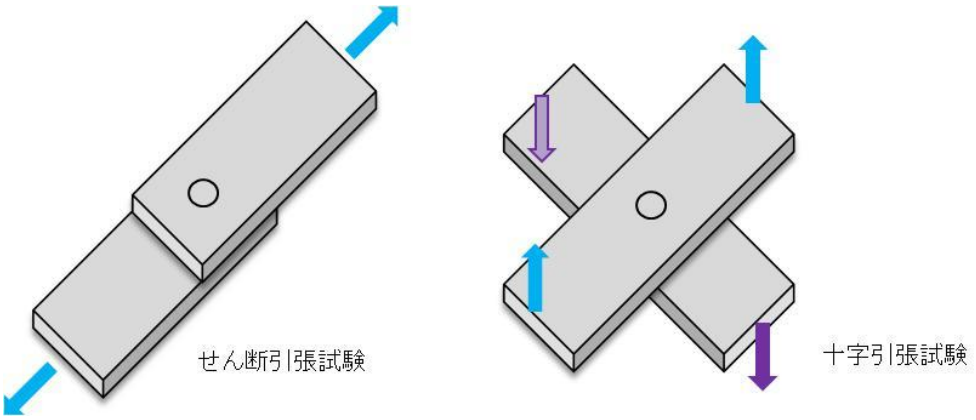
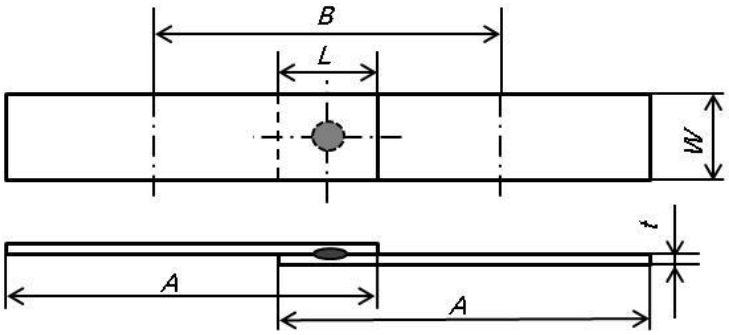


図 62.1　溶接部に対する引張試験イメージ

(1)試験片

引張試験片は図 62.2 および図 62.3 に示す。スポット溶接機を使用し、2 枚重ねた鋼板を電極で加圧してはさみ、通電して点溶接(スポット溶接)する。



呼び板厚t	板幅W	重ね代L	試験片長さA	クランプ間距離B
0.3≦t＜0.8	20	20	75	70
0.8≦t＜1.3	30	30	100	90
1.3≦t＜2.5	40	40	125	100
2.5≦t＜5.0	50	50	150	110

図 62.2　せん断引張試験片(TSS)

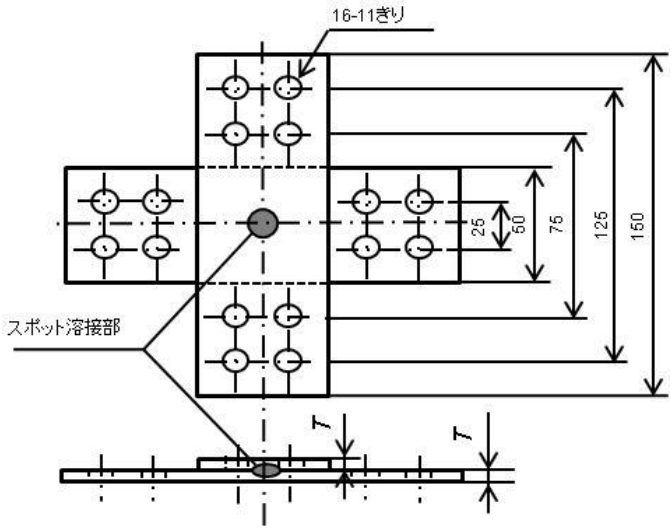


図 62.3　十字引張試験片(CTS)

⑵溶接条件の選定方法

基本的な通電条件設計の考え方は、溶接に係るタクト時間の制約（車体の量産性）を考慮し、2 段通電とし、その中で適正条件を見出すこととした。先ず 1 段通電で溶融凝固径を形成するとともに、その蓄熱量を制御した上で、不足する加熱・冷却状態を補う手段として 2 段目の通電を設定することとした。スポット溶接においては、電極は通電し発熱（加熱）する手段であると同時に、電極自体が抜熱する冷却手段でもある。発熱を抑制すると抜熱が勝り、冷却が優ると総合して溶接部は徐冷～急冷の状態を作ることが出来るなど、発熱と冷却のバランスをどのようにとるかが溶接部の金属組織形成との関係で重要である。また、通電により溶融部（ナゲット）が形成されることは高温の熱源が板の合せ面に形成されることでもあり、その後の電極による抜熱でその熱量の大きさを制御出来ると共に、その熱拡散を利用して組織制御も可能である。

本試作材の溶接性の検討にあたっては、Step1、Step2、Step3 と 3 つの段階に分けて溶接条件の適正化を行っていった。（図 62.4）

Step1：先ず、第一通電のみでナゲット径と溶接電流の関係を求め、目標基準ナゲット径 $5\sqrt{t}$（t：板厚）を得る溶接電流値 I_1 を決めた。

Step2：次に、Step1 で求めた溶接電流値 I_1 による第一通電とその直後の（通電停止し+加圧する）ホールド時間 hold#2 を変えて組み合わせて、破断モードと接合部が最も安定する傾向を示す条件を絞り込んだ。

Step3：Step2 で破断モードが不足する部分を、Step2 の第一通電後に第二通電を行うことで改善した。第二通電ではその溶接電流 I_2 と通電サイクル数（時間）N_2 を組み合わせて変えた。この組み合わせを変えることで、第一通電後の溶接部は再加熱が卓越するのか冷却が卓越するのか状態を制御することが可能である。

このようにして作製した溶接継ぎ手の引張り試験を行い、破断モード及び溶接部強度を求め、安定破断モードが得られるか否かを確認した。溶接部強度は破断モードに応じた強度が得られるという考え方である。

尚、評価の基準ナゲット径は、$5\sqrt{t}$（t：板厚（mm））としたが、母材強度が 980MPa クラスと高く、それとバランスする径として通常より大きいナゲット径とした。一般に準ハイテン系の鋼板で用いられる基準ナゲット径は、$4.25\sqrt{t}$ である。

下記(a)～(c)の予備試験を行い、最適スポット溶接条件を選定後、選定した条件で TSS および CTS を行った。

(a)溶接条件選定 Step1

Weld lobe を作成し、ナゲット径 $ND=5\sqrt{t}$ を満足する溶接電流(I_1)を決める。

電極：ドームラジアス型、先端φ6mm、材質 Cr-Cu
加圧力：550kgf
スクイズ時間：60 サイクル/50Hz
通電時間：20 サイクル/50Hz
保持時間：10 サイクル/50Hz
スロープ：なし
ナゲット観察：JIS Z3139 に準ずる

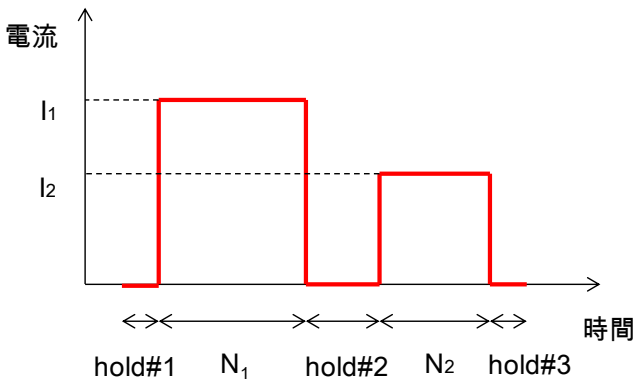


図 62.4　通電サイクル

(b) 溶接条件選定 Step2

通電後の保持時間(hold#2)を各種設定して溶接した CTS 及び TSS 試験片で引張試験を実施し、破断モードと同条件の試験片にて、硬度プロファイルを把握する。

(c) 溶接条件選定 Step3

Step2 の結果から hold#2 を決定し、続く第二通電条件（N_2, I_2）を各種設定して溶接した CTS 及び TSS 試験片で引張試験を実施し、破断モードと同条件の試験片にて、硬度プロファイルを把握する。また、破断モードが母材破断となるものがあることを確認する。

(3)最適化溶接条件での強度試験結果

最適化した溶接条件で、目的とする安定破壊モードが得られ、その結果として溶接部強度も安定した値が得られた。以下、溶接条件の検討内容を報告する。

ここでは，Step2 に引き続き，第二通電条件の検討を行った．表 62.1、表 62.2 は、各条件で試作した十字継ぎ手試験片の破断モードとその強度が示してある。記号 A の母材破断は見られなかったものの、1.4mm 材の第二通電の溶接電流値 I2 が I1 に対して 30%の 2.10ｋA 以外の破断形態は記号 B の HAZ 部破断となり、安定破断モードが得られ、熱的には比較的広い状態で目的の破断モードが得られるものと考えられる。安定破壊モードと共に接合強度も安定している。また、図 62.5 に硬度プロファイルを示すが、HAZ 軟化はみられない。

なお、スポット溶接に要する時間は 32 サイクルであり、0.6sec となる。現行の車体量産条件とほぼ変わらないものと考えられる。

表 62.1　Step3 試験表（1.2mm）

I2 (KA)	N2 (cyc)	CTS (KN)	破断形態	Ave	TSS (KN)	破断形態	Ave	延性比
5.14	5	3.88	B	4.03	17.62	B	17.63	0.23
		4.21	B		17.32	B		
		3.99	B		17.96	B		
	10	3.70	B	3.91	18.45	B	18.77	0.21
		3.66	B		18.08	B		
		4.36	B		19.77	B		
	15	3.40	B	3.63	16.80	B	17.49	0.21
		3.67	B		18.21	B		
		3.82	B		17.45	B		
3.44	5	3.83	B	3.86	16.85	B	17.61	0.22
		3.81	B		16.87	B		
		3.93	B		19.11	B		
	10	4.50	B	4.19	17.66	B	17.40	0.24
		4.00	B		17.64	B		
		4.06	B		16.91	B		
	15	4.08	B	3.82	18.48	B	17.23	0.22
		3.84	B		17.31	B		
		3.54	B		15.90	B		
2.07	5	3.85	B	4.21	15.77	B	17.79	0.24
		3.65	B		20.02	B		
		5.13	B		17.58	B		
	10	3.75	B	3.74	17.25	B	17.91	0.21
		3.69	B		18.06	B		
		3.77	B		18.42	B		
	15	4.56	B	4.24	15.56	B	15.76	0.27
		4.06	B		16.15	B		
		4.10	B		15.56	B		

表 62.2　Step3 試験表（1.4mm）

I2（KA）	N2（cyc）	CTS（KN）	破断形態	Ave	TSS（KN）	破断形態	Ave	延性比
5.27	5	5.92	B	5.83	25.60	B	25.53	0.23
		6.39	B		25.19	B		
		5.17	B		25.79	B		
	10	7.26	B	6.02	25.53	D	25.58	0.24
		5.54	B		25.60	B		
		5.25	B		25.61	B		
	15	5.99	B	5.78	25.20	B	25.65	0.23
		6.24	B		26.57	B		
		5.10	B		25.18	B		
3.54	5	6.17	B	5.32	25.03	D	25.70	0.21
		5.64	B		26.66	C		
		4.14	B		25.42	B		
	10	5.92	B	5.63	24.72	B	24.83	0.23
		5.36	B		26.00	B		
		5.60	B		23.76	B		
	15	6.24	B	5.38	25.12	B	25.30	0.21
		5.56	B		25.38	B		
		4.35	B		25.40	C		
2.10	5	6.04	B	5.34	25.27	B	24.38	0.22
		5.33	B		24.82	C		
		4.66	B		23.06	D		
	10	5.01	B	5.16	23.94	B	24.01	0.21
		5.42	B		24.17	B		
		5.04	B		23.92	D		
	15	5.78	D	5.92	24.96	C	24.83	0.24
		6.87	B		25.22	D		
		5.11	B		24.30	D		

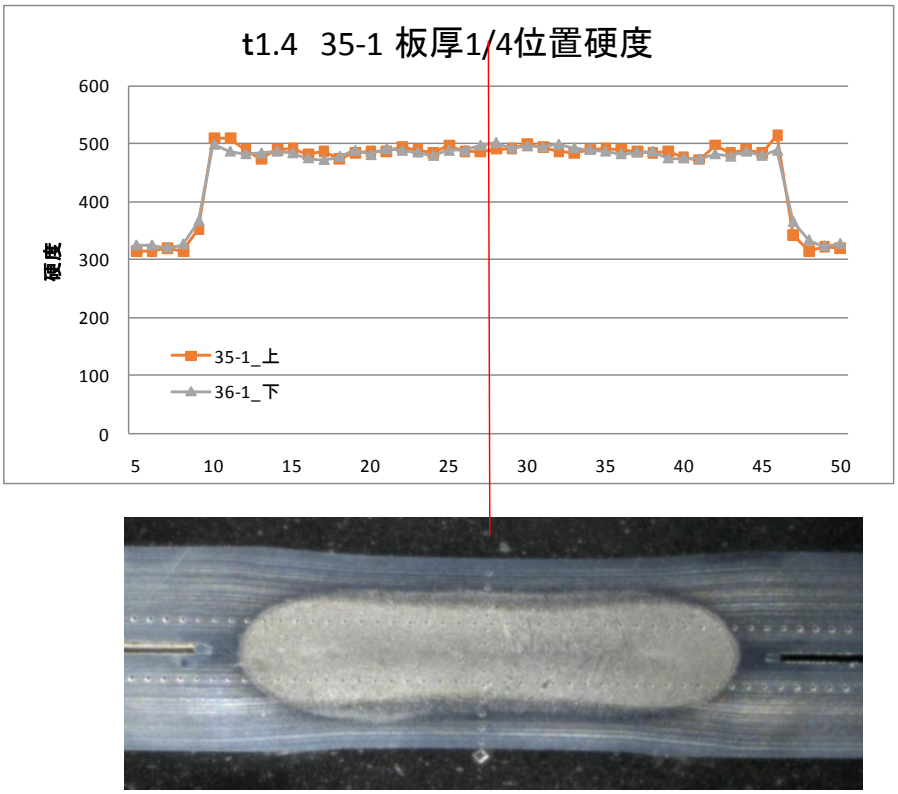


図 62.5　硬度プロファイル測定結果（1.4mm　7.0kA）

6.3　金属組織評価

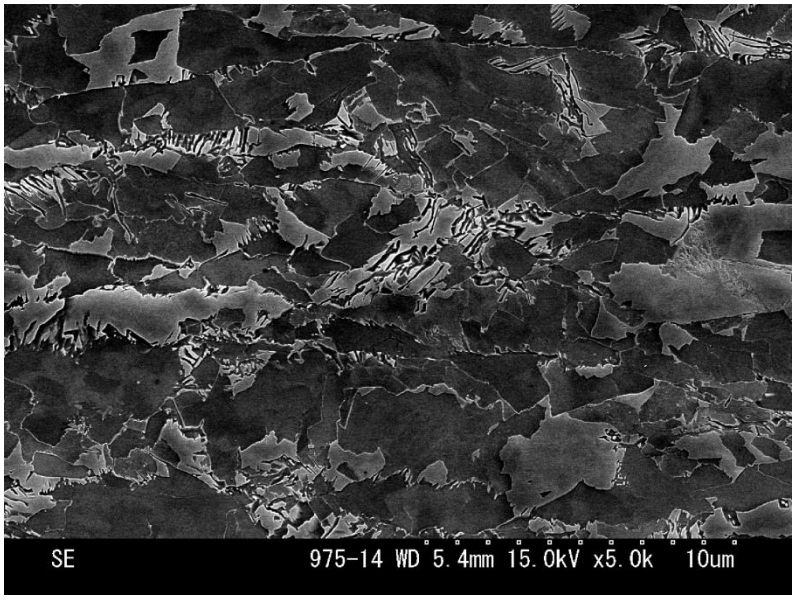
本提案の材料は独立行政法人　物質･材料研究機構が主体となって実施された超鉄鋼プロジェクトの微細結晶粒に基づく組織創製の知見をベイナイト組織に応用している。

そこで、薄板化と鋼板組織の微細粒化・微細組織化の両立に関する基礎調査にあたっては、本提案の材料の創製コンセプト発案者、及びその応用組織の創製原理の提案者であり、また、自動車用鋼板としての特性研究に実績を持つ NIMS に当分野を担当してもらうこととした。

(1) 組織定量化による理想組織像の提示と今後の課題

試作した鋼板の内、TS×EL=21115 の目標特性を発現した試作材 1.2mm（No.9(750)）のミクロ組織を図 63.1 に示す。これは電解研磨面の SEM 組織像である。電解研磨では結晶相の違いや結晶方位の差（大角境界）によって、表面に微小な高低差が形成されるために、SEM による表面凹凸のコントラストの違いに対応した結晶相を判別することが可能である。さらに、表面高低差が僅かであるために微細結晶相の境界をシャープに捉えることができる。母地（ベイナイト相あるいはマルテンサイト相）に対して、第二相（MA あるいは析出物粒子）が突き出ているために、白いコントラストとして判別される。第二相（MA）は比較的大きなものでは 5μm 程度のものも存在するが、析出物粒子を含めると、1μm 以下が全体の大半を占めている。大きな第二相（MA）も高倍率で詳細を観察すると、内部が母地相で分断されていることがわかる。また、母地（ベイナイト相）の境界には段差が形成されており（あるいは微小な第ニ相粒子が存在)、2-3μm 程度に母相が微細化されていることが判る。これが本鋼の有効結晶粒であると考えられる。さらに高倍率像(b)に示すように第二相（MA あるいは析出物粒子）を分断する母地相は 1μm 以下であり、これを含めると母相の平均サイズはさらに小さくなる。ベイナイトと第二相（MA あるいは析出物粒子）の均一分散が、本試作材の高強度高延性を生んでいることを先に述べた。そこで、これを裏付けるため、鮮明な電解研磨面の組織像を用いて、両者の定量評価を実施した。

(a)低倍率像



(b)高倍率像

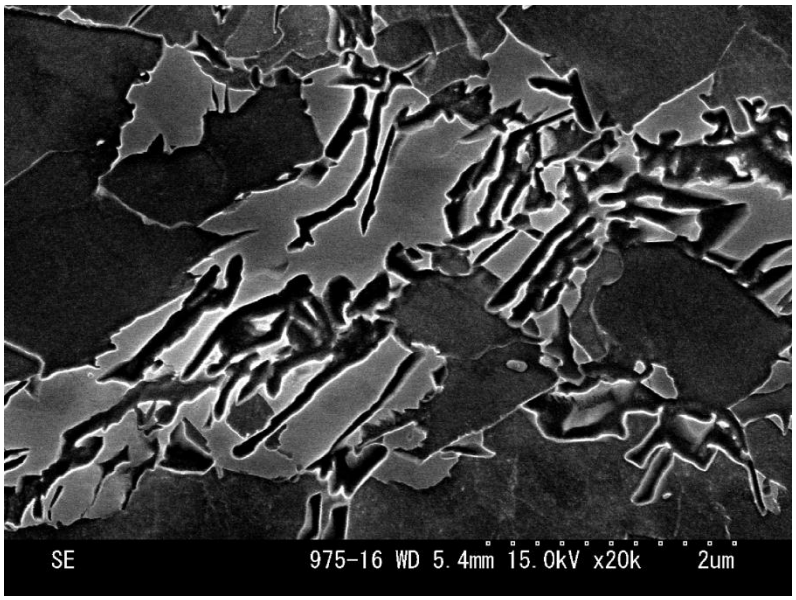
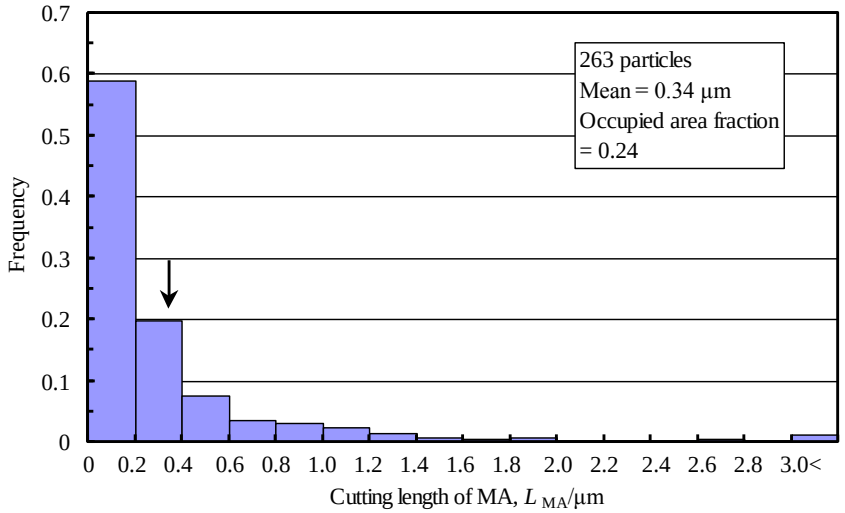


図 63.1　試作材 1.2mm（No.9(750)）の電解研磨面の SEM 組織

図 63.2 は、前出の SEM 像（図 63.1(a)）の視野を縦方向に 8 等分割、横方向を 12 等分割する切断線分上に交差する第二相（MA あるいは析出物粒子）の長さ(a)と線分上における母相の長さ(b)のヒストグラムをそれぞれ示したものである。線分上の母相間に段差や微小な第二相粒子が認められる場合には区分して長さを計測している。母相間の段差（境界）に第二相が存在しない場合でも SEM のエッジ効果によって、コントラストが強調されるので判別が容易である。第二相の占有面積率は 0.24 で、母相の占有率は 0.76 となり、第二相：母相＝１：３の比率である。第二相の平均長さは 0.34μm である一方、母相の長さは 0.61μm と 2 倍弱の大きさである。実際、前図の高倍率 SEM 像が示す通り、第二相・母相ともにサブミクロン以下で微細な場合の多いことがわかる。ヒストグラムの形は傾斜の大きい右肩下がりであるために、第二相・母相ともに微細なものの頻度が高いことを示している。母相長さは第二相粒子間隔も反映するために、第二相粒子が微細で均一に分散していることが統計的に裏付けられる。

現状の試作材において、粒子サイズ・粒子間隔ともにサブミクロンオーダーを実現しており、有効結晶粒の微細化と第二相粒子の均一分散化に関してはほぼ目的を達していると考えられる。実用化に向けての組織改善の試みとしては、前出のミクロ偏析の改善とともに、第二相と母相の比率の最適化こそが組織創製のキーポイントとなるであろう。そのためには、母相・第二相粒子の同定と各組織因子に対する強度特性を把握することが必須となる。現在、表面電位プローブ顕微鏡を用いた組織因子同定法の開発と、ナノインデンテーション（微小硬度計）を用いた微小組織因子に対する強度特性評価を準備中である。

(a)第二相サイズ



(b)母相サイズ

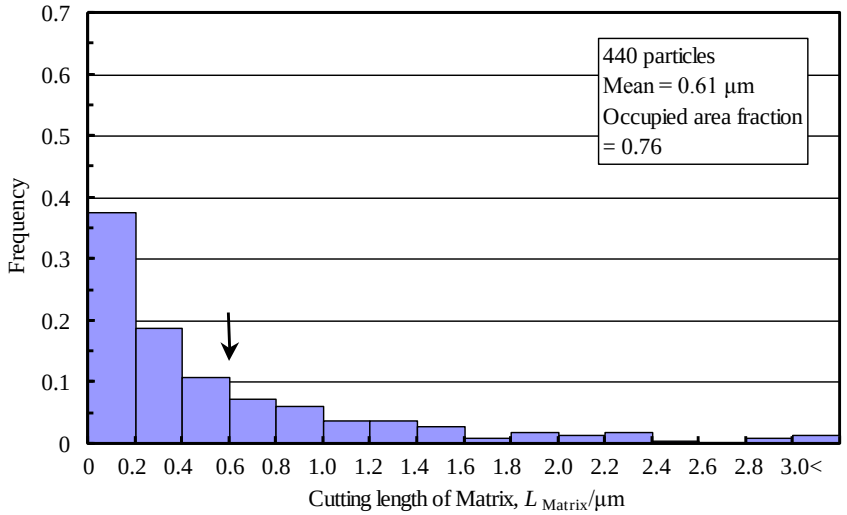


図 63.2　第二相粒子と母相サイズのヒストグラム

6.4　遅れ破壊性評価試験

残留オーステナイトを含有する鋼板に加工が加わると、オーステナイトの安定度によっては加工誘起マルテンサイト変態を起こすため、水素脆化による遅れ破壊の発生が懸念される。本試験は試験片にシャー切断を行うことで、プレストリム加工相当の大きな破断歪を与え、その試験片に 0.1N の塩酸水溶液に浸漬して水素チャージを行い、遅れ破壊性の評価を行う。

(1)試験方法

(a)表 64.1 に示す通り、5 種類のクリアランスが異なるシャー切断を表 64.2 の試験条件にて塩酸浸漬して、水素チャージを行う。

(b)所定チャージ時間（1h、2h、3h、5h、24h、48h、72h、96h）経過後に、亀裂発生状況を観察し、遅れ破壊評価を行う。

表 64.1　実績クリアランス結果

	板厚 mm		
	1.2	1.4	
クリアランス　%	設定値　mm		記号
結果待ち	0.06	0.07	1
結果待ち	0.12	0.14	2
結果待ち	0.14	0.17	3
結果待ち	0.18	0.21	4
結果待ち	0.24	0.28	5

表 64.2　試験条件

項目	条件
クリアランス	約5～20%：5水準
試験液 温度	23℃　恒温設定 （ウォーターバス使用）
酸	HCL （毎日 液を交換する。）
濃度	0.1N
浸漬時間	1h,2h,3h,5h,24h,48h,72h,96h
試験タイミング	a) 切断＝即日発送 b) 切断翌日＝切断24時間後 浸漬開始

(2)評価項目及び評価方法

(a)水素量：母材、水素チャージ後の試験片の 400℃未満での放出水素量を測定し、拡散性水素がどの程度吸蔵されているか調査する。

(b)亀裂：母材、水素チャージ後の試験片の断面を観察し割れの確認を行う。

(3)試験結果

(a)水素量測定

放出水素量の測定結果を図 64.1 に示す。400℃未満で放出された水素を拡散性水素として積算した。結果は検出されなかった 72 時間浸漬を除くと、浸漬時間 24ｈ、48h、96h に対して放出水素量は 0.008ppm、0.016ppm、0.031ppm 検出されている。また、時間に比例して増加している。

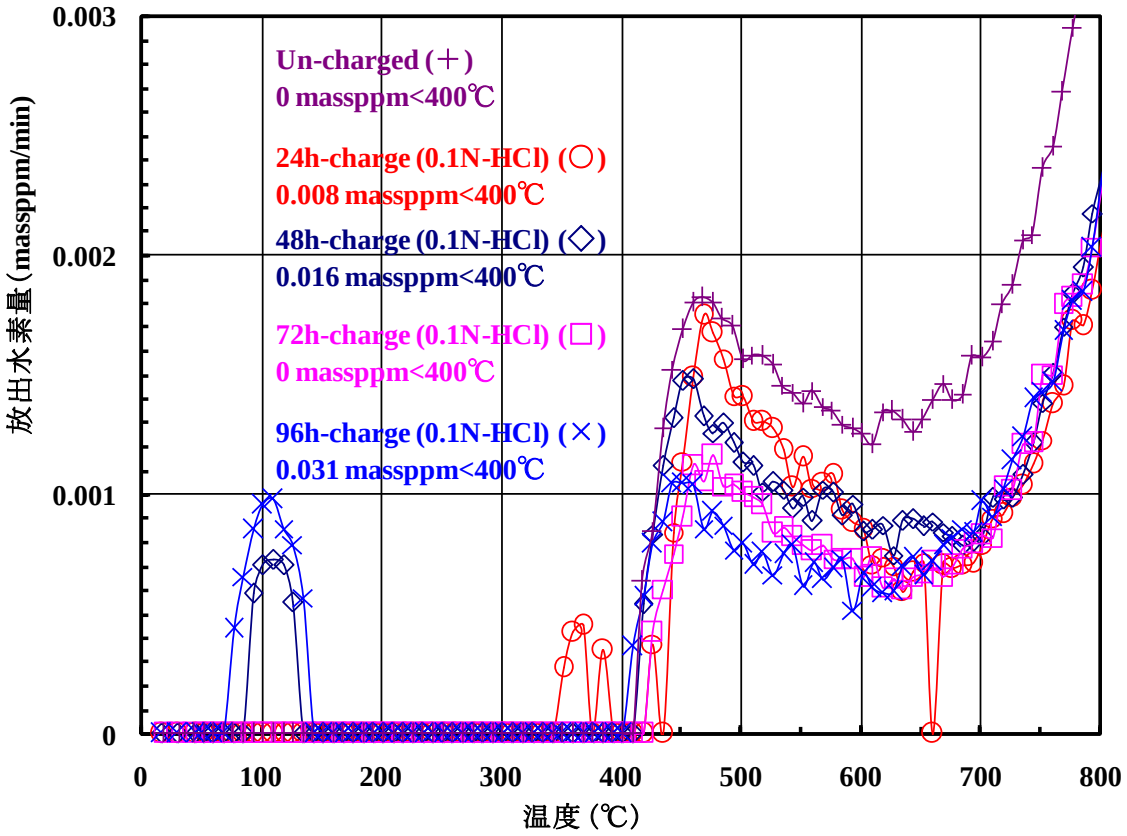


図 64.1　放出水素量測定結果

(b)シャー切断面観察

各条件の試験片を塩酸浸漬後に、亀裂発生の有無を確認した。結果を表 64.3、塩酸浸漬時間 72h と 96h の外観写真を図 64.2～図 64.5 に示す。

いずれの条件においても切断面に遅れ破壊による亀裂発生は確認されなかった。

表 64.3　断面観察結果

1.2t				備考	1.4t				備考
代符	クリアランス	浸漬時間(Hr)	クラック有無		代符	クリアランス	浸漬時間(Hr)	クラック有無	
1-1	0.06	1	無		A1-1	0.07	1	無	
1-2	0.06	2	無		A1-2	0.07	2	無	
1-3	0.06	3	無		A1-3	0.07	3	無	
1-4	0.06	5	無		A1-4	0.07	5	無	
1-5	0.06	24	無		A1-5	0.07	24	無	
1-6	0.06	48	無		A1-6	0.07	48	無	
1-7	0.06	72	無	外観	A1-7	0.07	72	無	外観
1-8	0.06	96	無	外観・SEM	A1-8	0.07	96	無	外観・SEM
2-1	0.12	1	無		A2-1	0.14	1	無	
2-2	0.12	2	無		A2-2	0.14	2	無	
2-3	0.12	3	無		A2-3	0.14	3	無	
2-4	0.12	5	無		A2-4	0.14	5	無	
2-5	0.12	24	無		A2-5	0.14	24	無	
2-6	0.12	48	無		A2-6	0.14	48	無	
2-7	0.12	72	無	外観	A2-7	0.14	72	無	外観
2-8	0.12	96	無	外観・SEM	A2-8	0.14	96	無	外観・SEM
3-1	0.14	1	無		A3-1	0.17	1	無	
3-2	0.14	2	無		A3-2	0.17	2	無	
3-3	0.14	3	無		A3-3	0.17	3	無	
3-4	0.14	5	無		A3-4	0.17	5	無	
3-5	0.14	24	無		A3-5	0.17	24	無	
3-6	0.14	48	無		A3-6	0.17	48	無	
3-7	0.14	72	無	外観	A3-7	0.17	72	無	外観
3-8	0.14	96	無	外観・SEM	A3-8	0.17	96	無	外観・SEM
4-1	0.18	1	無		A4-1	0.21	1	無	
4-2	0.18	2	無		A4-2	0.21	2	無	
4-3	0.18	3	無		A4-3	0.21	3	無	
4-4	0.18	5	無		A4-4	0.21	5	無	
4-5	0.18	24	無		A4-5	0.21	24	無	
4-6	0.18	48	無		A4-6	0.21	48	無	
4-7	0.18	72	無	外観	A4-7	0.21	72	無	外観
4-8	0.18	96	無	外観・SEM	A4-8	0.21	96	無	外観・SEM
5-1	0.24	1	無		A5-1	0.28	1	無	
5-2	0.24	2	無		A5-2	0.28	2	無	
5-3	0.24	3	無		A5-3	0.28	3	無	
5-4	0.24	5	無		A5-4	0.28	5	無	
5-5	0.24	24	無		A5-5	0.28	24	無	
5-6	0.24	48	無		A5-6	0.28	48	無	
5-7	0.24	72	無	外観	A5-7	0.28	72	無	外観
5-8	0.24	96	無	外観・SEM	A5-8	0.28	96	無	外観・SEM

図 64.2　シャー断面外観写真　1.2mm　72h

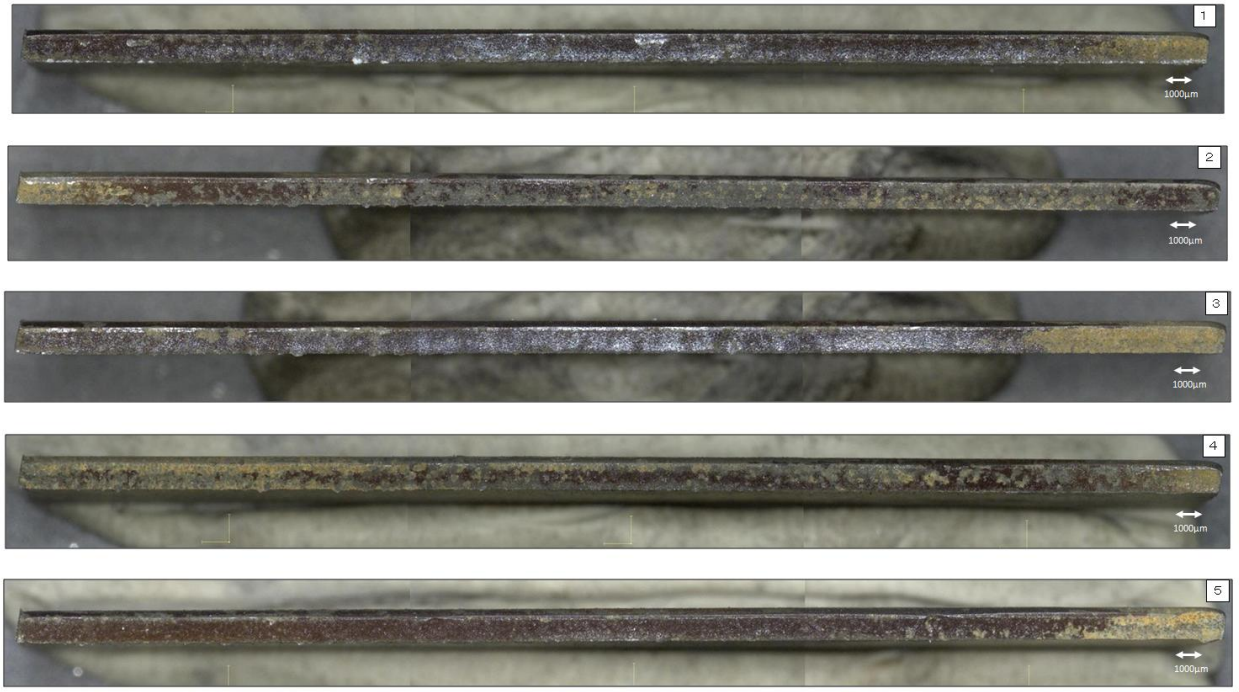


図 64.3　シャー断面外観写真　1.4mm　72h

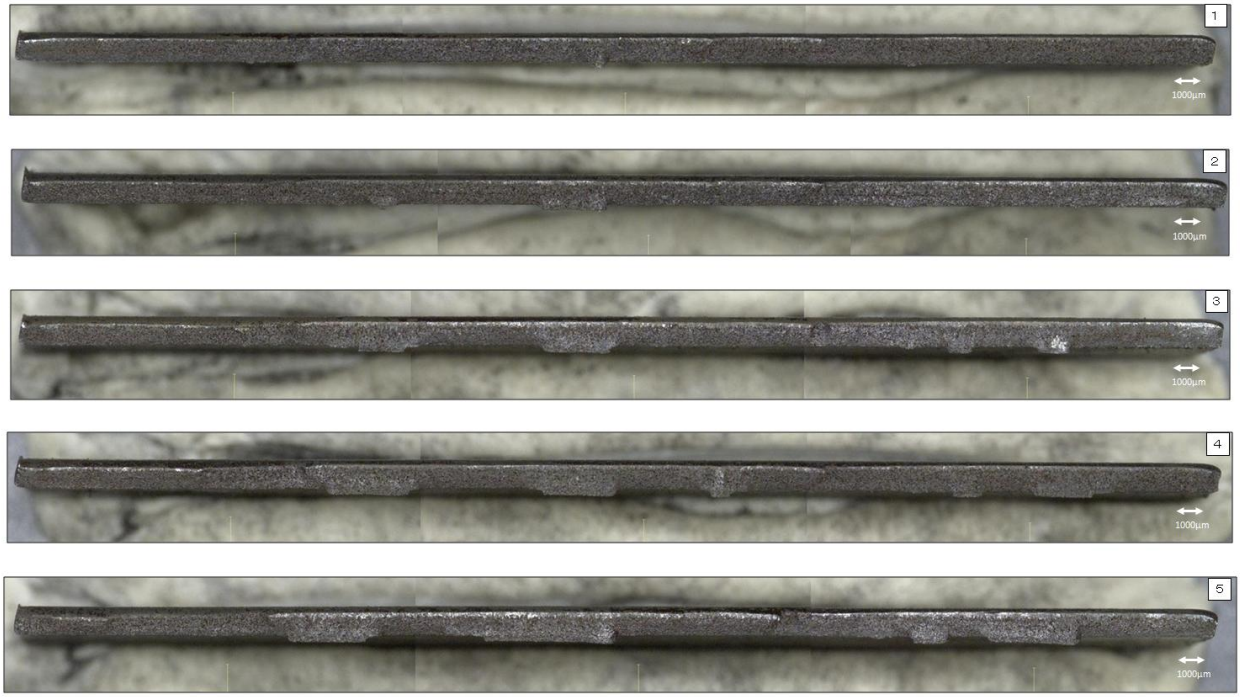


図 64.4　シャー断面外観写真　1.2mm　96h

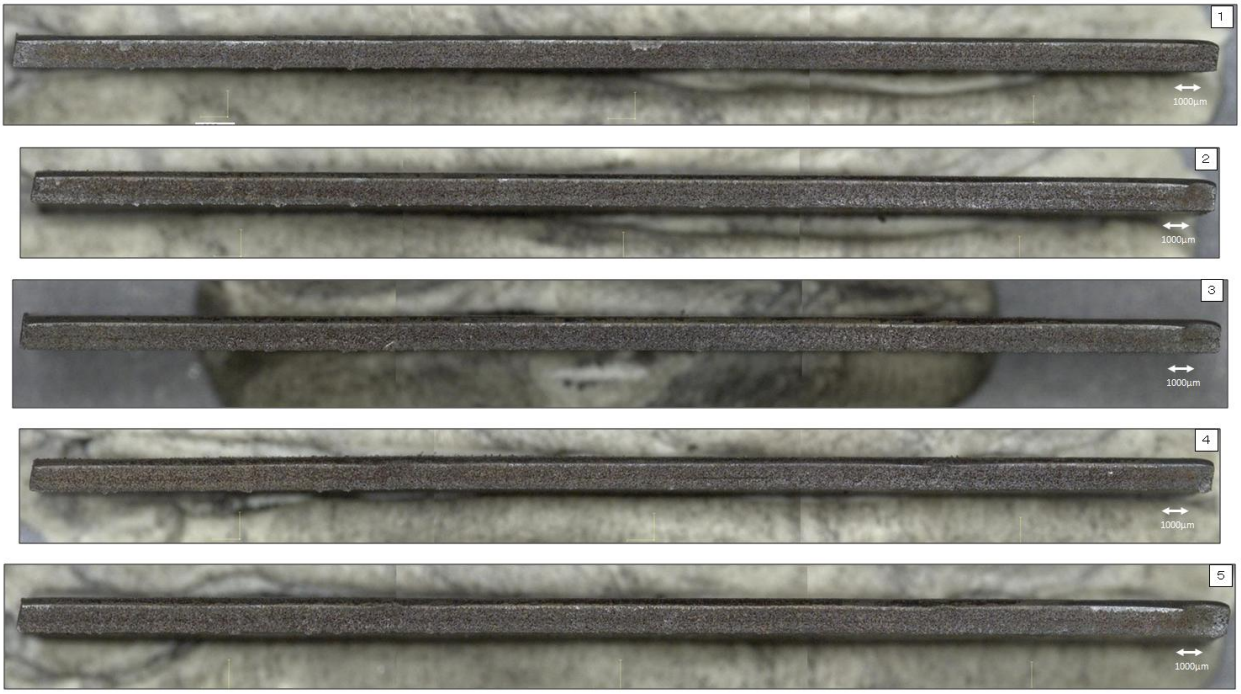


図 64.5　シャー断面外観写真　1.4mm　96h

6.5　成形性評価

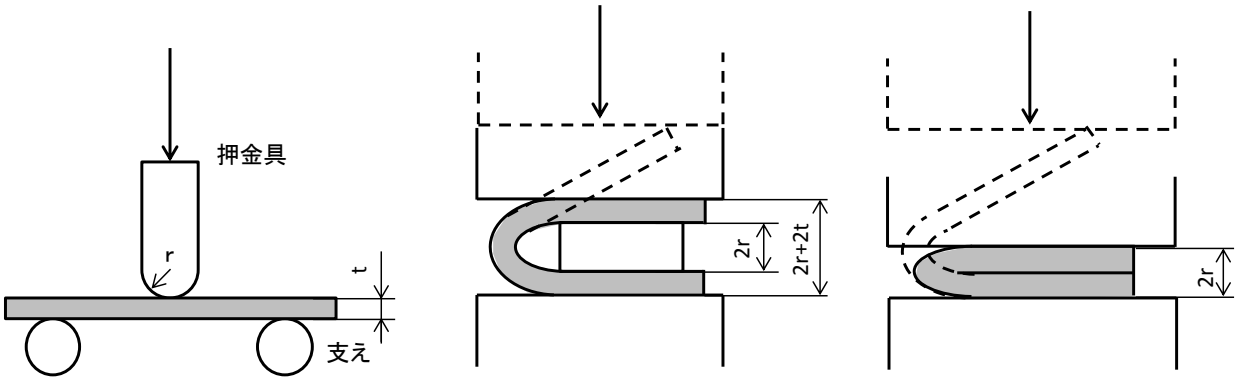
基本的な成形加工の特性値を確認するため、曲げ性、伸びフランジ性、張り出し性、および縮みフランジ性について、それぞれ、曲げ試験、穴広げ試験、エリクセン試験、円筒深絞り試験を実施した。

6.5.1　曲げ試験

(1)試験方法

曲げ性を評価するため、図 65.1 に例示する曲げ試験を実施した。

試験方法：JIS Z 2248 に準ずる。
試験片：200×30mm



(a)90°曲げ　　(b) 180°曲げ　　(c)密着曲げ

図 65.1　曲げ試験方法

(2)試験結果

サンプリングした試験片について、180°曲げは、試験片が支え間を通り抜けるまでの押し込みのみを行った。

曲げ試験結果は、L 方向においては全て 180°曲げは出来ていたが、C 方向において 180°曲げが出来ていないものがあり、異方性の影響と考えられる。仕上圧延温度を設定まで上げることによる異方性対策によって、これら問題は解決すると考えている。

6.5.2　穴広げ試験

(1)試験方法

伸びフランジ性を評価するため、図 65.2 に例示する穴広げ試験を実施した。

試験方法： JIS Z 2256 に準ずる.

n 数：3

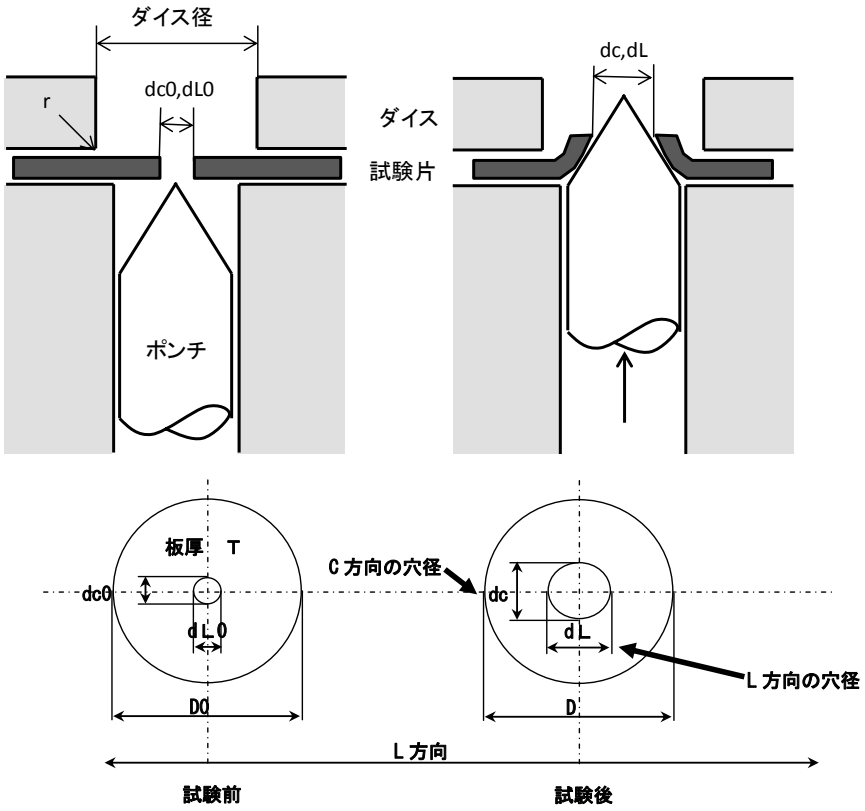


図 65.2　穴広げ試験

(2)試験結果

試作材で穴広げ試験を実施した結果を表 65.1 および図 65.3 に示す。

本試作材は FY2012 の 2.0mm と同等の特性値を有し、現行高炉比較材よりも特性は優れている。

表 65.1　穴広げ試験結果

コイルNo.	穴広げ率			
	%	最小	最大	ＡＶ
1.2t No.20	19.8	19.8	20.2	20.0
	20.2			
	19.9			
1.4t No.15	23.1	21.7	23.6	22.8
	21.7			
	23.6			
FY2012 2.0mm	23.8	21.4	24.5	23.3
	21.4			
	24.5			
現行高炉比較材 980MPa　1.8mm	9.9	9.9	18.4	14.2
	18.4			

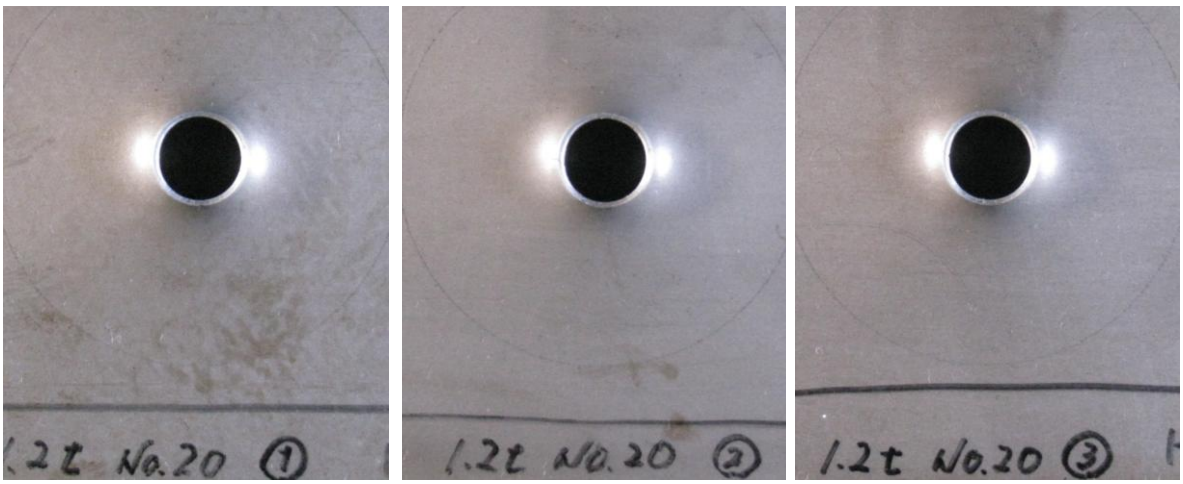


図 65.3　穴広げ試験片の外観写真（1.2mm　No20）

6.5.3　エリクセン試験

(1)試験方法

張り出し性を評価するため，図 65.4 に例示するエリクセン試験を実施した.

試験方法： JIS Z 2247 に準ずる.

n 数：3

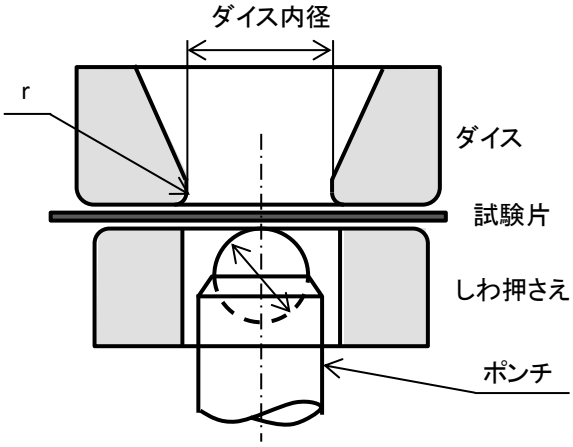


図 65.4　エリクセン試験

(2)試験結果

試作材のエリクセン試験の結果を、表 65.2 および図 65.5 に示す。

試作材は板厚を考慮すると FY2012 の 2.0mm より優れ、現行高炉比較材と同等の特性値を有しているものと考えられる。

表 65.2　エリクセン試験結果

COILNo.	ストローク			
	mm	最小	最大	AV
1.2t No.20	9.87	9.78	9.97	9.87
	9.97			
	9.78			
1.4t No.15	10.00	9.82	10.00	9.89
	9.85			
	9.82			
FY2012 2.0mm	9.63	9.50	9.63	9.56
	9.56			
	9.50			
現行高炉比較材 980MPa　1.8mm	11.57	11.27	11.57	11.42
	11.27			

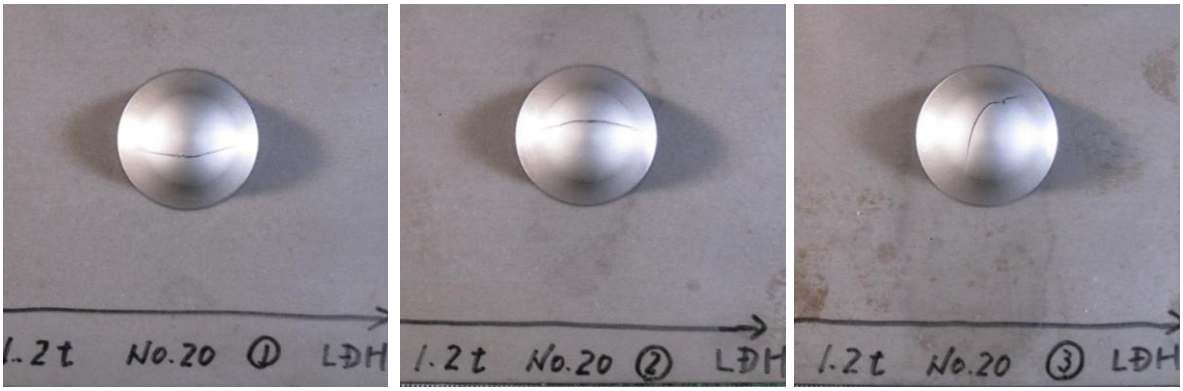


図 65.5　エリクセン試験片の外観写真（1.2mm　No20）

6.5.4　深絞り試験

(1)試験方法

絞り込みの成形性を評価するため、図 65.6 に例示する深絞り試験を実施した。

試験方法：　円板を打ち抜き、これをポンチ及びダイスを用いて円筒に絞り加工する。
n 数：2

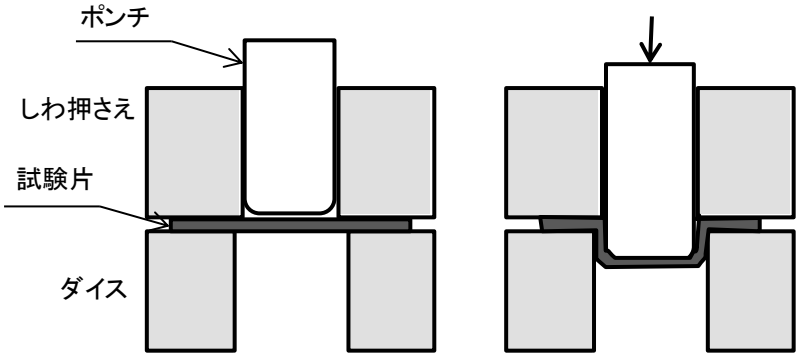


図 65.6　深絞り試験

(2)試験結果

深絞りの結果を、表 65.3 および図 65.7 に示す。

円筒絞りは，LDR＝2.10～2.20 で、FY2012 の 2.0mm と同等以上の特性値を有しているものと考えられる。

※LDR（限界絞り比：Limiting Drawing Ratio）：値は大きい方が好ましい。

表 65.3　深絞り試験結果（LDR）

COIL No.	LDR
1.2t No.20	2.15
1.4t No.15	2.20
FY2012 2.0mm	2.02
現行高炉比較材 980MPa　1.8mm	2.02

図 65.7　深絞り試験片の外観写真（1.2mm　No20）

6.5.5　FLD

(1)試験方法

実際のプレス加工に対応した変形経路、変形状態による変形限界を測定し、複雑な形状のプレス成形性を予測するための試験として、等二軸～一軸引張変形を行い FLD(成形限界曲線：Forming Limit Diagram ）を求めた。

具体的に FLD とは、図 65.8 に示すような種々の形状の試験片を用い、破断寸前・直後のくびれを生じた部位のひずみ(ε)をスクライブドサークル法で測定する。測定結果の例図（図 65.9）に示す、ε座標上にプロットして線を結んだものである。縦軸・横軸ひずみ(ε)の位置により、どのような変形状態でどの程度の変形まで耐えられるのかを推定できる。一般に、平面ひずみ状態(横軸ひずみ=0)近傍で成形限界が最小となる。

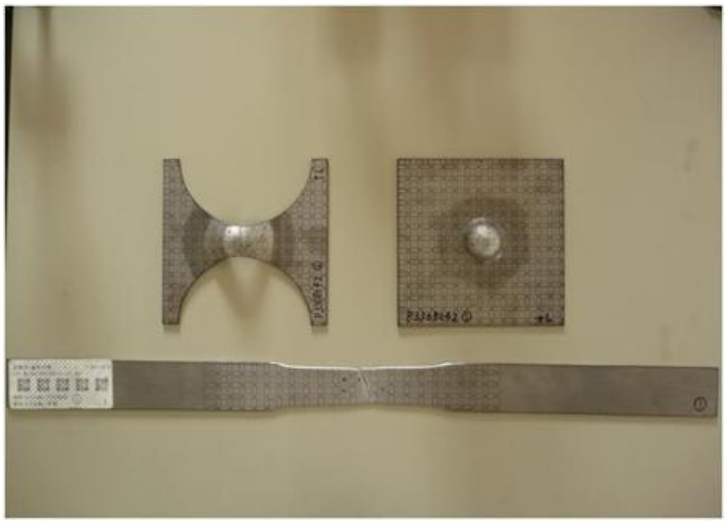


図 65.8　FLD 試験片例

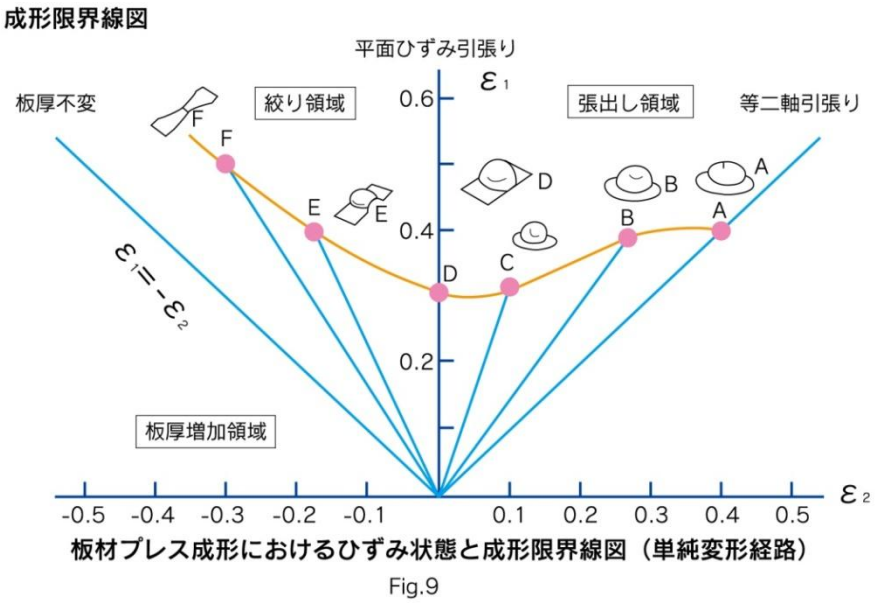


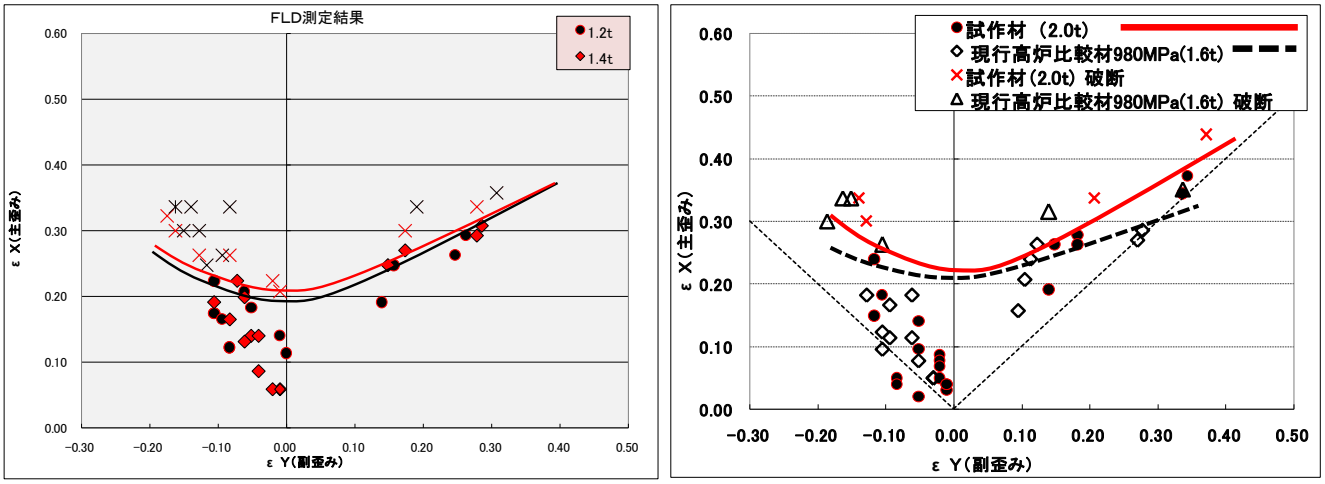
図 65.9　FLD 試験の解説図

(出所：科学技術振興機構　http://weblearningplaza.jst.go.jp)

(2)試験結果

FLD の測定結果を、図 65.10 に示す。図中の(a)FY2013 が本試作材の、(b)FY2012 が昨年度の 2.0mm（赤線）と現行高炉比較材（点線）の実測点から推定される成形限界曲線である。図中には、破断・未破断の境界を線で示している。

板厚を考慮すると現行高炉比較材よりも成形性に優れてると考えられる。



(a)FY2013　　(b)FY2012

図 65.10　FLD 測定結果

6.5.6　成形性のまとめ

6.5.1～6.5.5 の結果から、試作材は、現行高炉比較材 980MPa　1.8mm と同等以上の加工性を有していると評価できる。つまり、自動車用鋼板として車体用部品の成形が可能な品質であることが確認できた。

6.6　ハット部材の衝撃特性

車体性能の最も重要な性能の一つが衝突事故時の衝突性能である。車体としては大入力時に安定的に変形すること、予測制御しにくい破壊現象を伴わないことが重要である。部材レベルで破壊現象を考えると、接合部の破断、材料破断が相当する。ハット型部材試験片は車体実構造と大きく異なるが、衝撃試験での部材挙動は過大入力・大変形下で安定変形を成し得るものかどうかの参考資料になる。

今回、図 66.2 に示すハット部材を曲げ成形で試作し、そのスポット溶接は，表 66.1 の条件にて試作し、落重式衝撃試験に供した。

ハット形の部材に錘を衝突させ、部材にかかった力や変形・破壊の状況を調べ、衝撃特性を確認した、

(1)試験方法

図 66.1 に示す落錘試験装置を用いて行った。荷重は試験体直下に取付けたロードセルにより測定し、変位は非接触変位計を用いて重錘底面の移動量を測定した。

また、高速度ビデオカメラによる撮影（撮影速度：2000FPS、解像度：512×512）を実施した。試験条件は以下に示す通りである。

落錐重量：190kg
落下高さ：10m
衝突速度：50km/h
押込み量：100mm(ストッパ作動)
試験 n 数：1.2mm、1.4mm　各 n=3

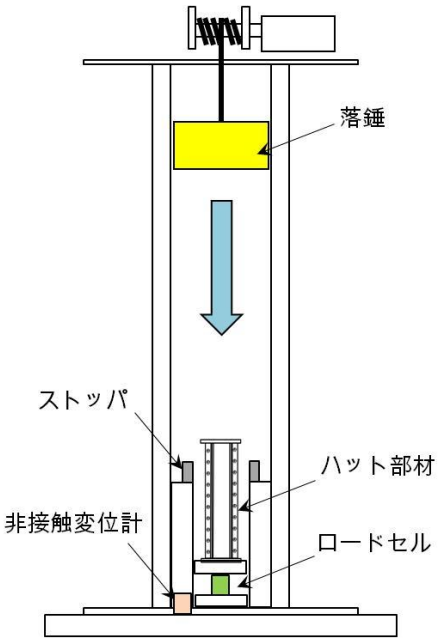


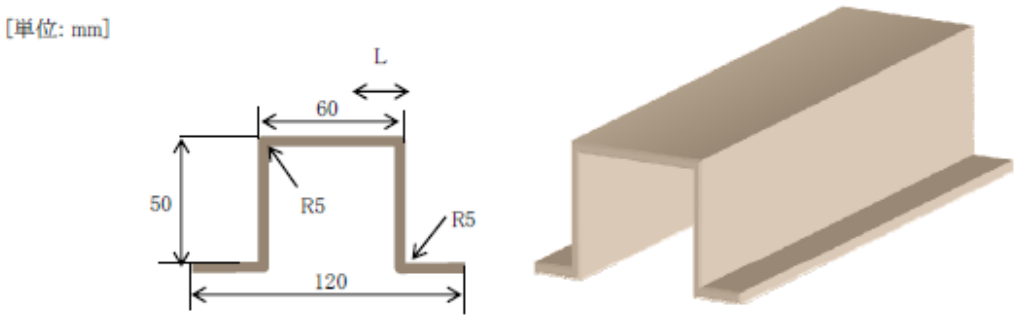
図 66.1　落重式衝突試験装置概略図

(2)ハット部材

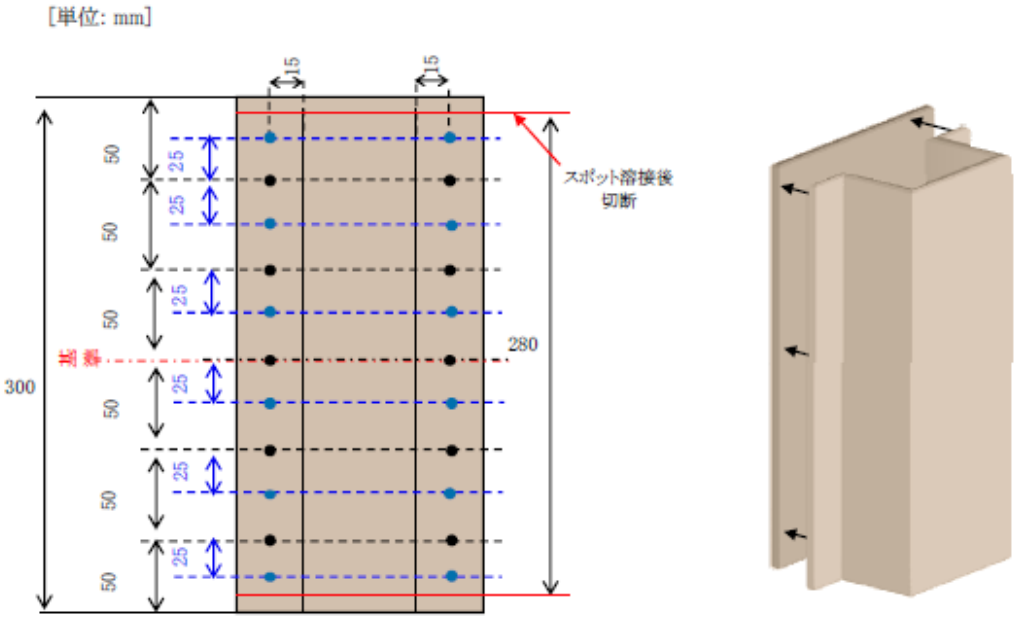
試験部材は図 66.2 に示す形状に成形する。スポット溶接は表 66.1 に示す条件で 25mm ピッチで行い、図 66.3 に示す天地板を取り付ける。スポット溶接電流は図 66.4、図 66.5 に示す Weld lobe から、チリが発生せずナゲット径が飽和しはじめる電流値である 8.5kA とした。

表 66.1　ハット部材溶接条件

電極	上下 ダブルR型(ドームラジアス型)外径:16. φ、先端径:6φ (材質Cu-Cr)
加圧力	550 kgf
初期加圧時間	60サイクル／60Hz
アップスロープ	1サイクル
第1通電時間	20サイクル/60Hz
第2通電時間	0サイクル/60Hz
ダウンスロープ	無し
ホールド時間	1サイクル／60Hz
溶接電流	8.5kA

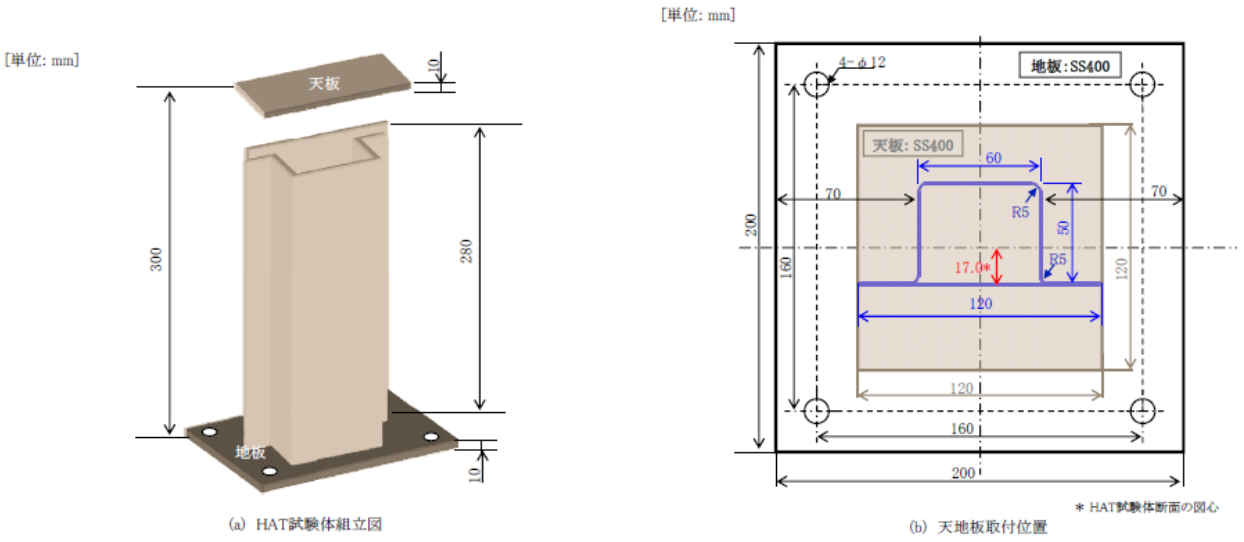


(a) 成形 形状



(b) スポット溶接位置

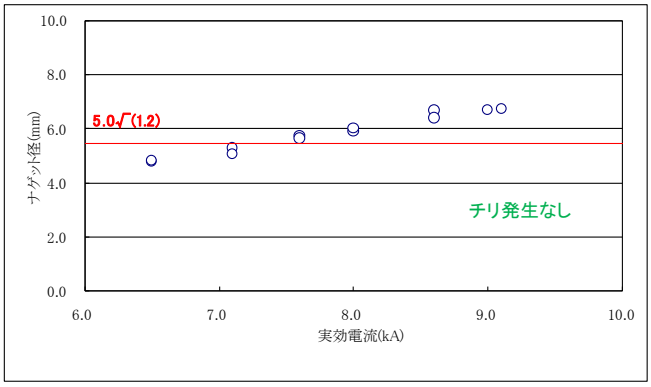
図 66.2　ハット部材形状

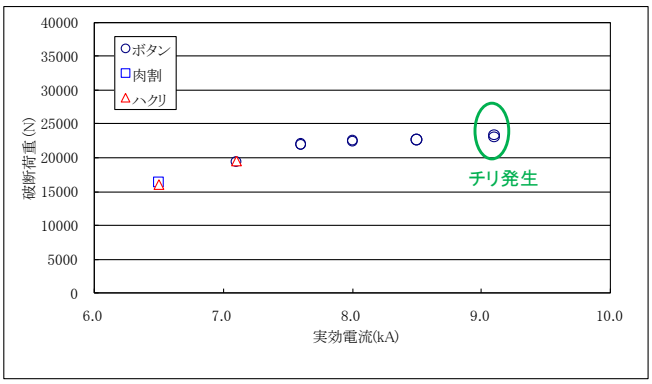


(a) HAT試験体組立図

(b) 天地板取付位置

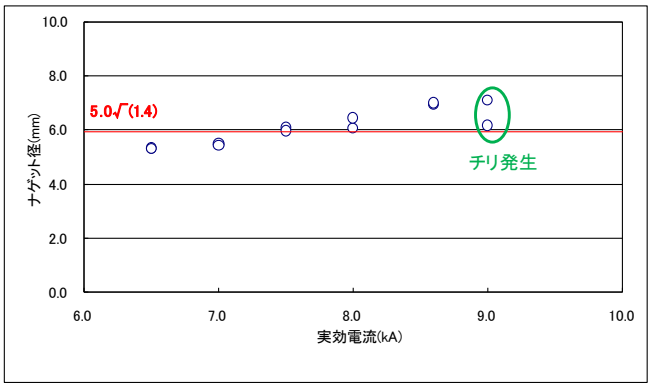
図 66.3　ハット部材天地板取付図

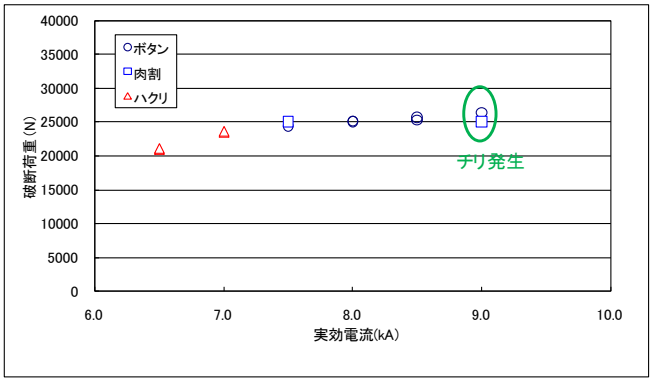




(a)ナゲット径測定結果　　(b)せん断引張試験結果

図 66.4　ハット部材溶接条件選定結果（1.2mm）





(a)ナゲット径測定結果　　(b)せん断引張試験結果

図 66.5　ハット部材溶接条件選定結果（1.4mm）

(3)試験結果

ハット部材のスポット溶接条件を最適化することで、部材の安定的座屈変形が確認された。衝突部材系の材料として、今後の実用化検討のベースに十分なり得るものと考えられる。以下、検討内容を示す。

ハット部材 6 体で実施した落重式衝突試験の結果を，表 66.2 および図 66.6 に示す。試験時のノイズ除去のため、遮断周波数 1kHz 相当のフィルタ処理(21 点移動平均)を行った場合の解析結果も合わせて示す。それぞれの荷重－変位と吸収エネルギー－変位の関係を図 66.7～図 66.11 に示す。試験前後の部材外観写真は 1.2mm 材及び 1.4mm 材の代表例として 12-1 と 14-2 を図 66.12、図 66.13 に示す。また、試験中の連続写真を図 66.14、図 66.15 に示す。

先ず、図 66.7～図 66.11 の荷重－変位線図をみること、変形初期に大きな荷重ピークがでるが、これは部材が座屈開始に伴うピークと考えられる。荷重ピークの乱れもなく安定的に座屈変形したと考えられる。

また、試験前後の部材外観写真図(図 66.12、図 66.13)及び連続写真（図 66.14、図 66.15）を見てもきれいに蛇腹状に変形しており、材料破断や溶接部破断は見られなかった。

以上の事から、本試作材は衝突対応部材としても十分実用検討のベースにあると考えられる。

表 66.2　落重式衝突試験結果

試験体番号	重錘重量	初速度	最大荷重値		吸収エネルギー値(0-100mm間)	
			計測値	21点移動平均値	計測値より算出	21点移動平均値より算出
	kg	km/h	kN	kN	kJ	kJ
12-1	190	51.3	287	228	7.1	7.0
12-2	190	48.8	324	257	7.7	7.6
12-3	190	49.1	308	247	7.8	7.7
1.2t 平均	—	—	306	244	7.5	7.4
14-2	190	49.3	446	341	9.9	9.7
14-3	190	49.7	434	334	9.1	9.0
1.4t 平均	—	—	440	338	9.5	9.4

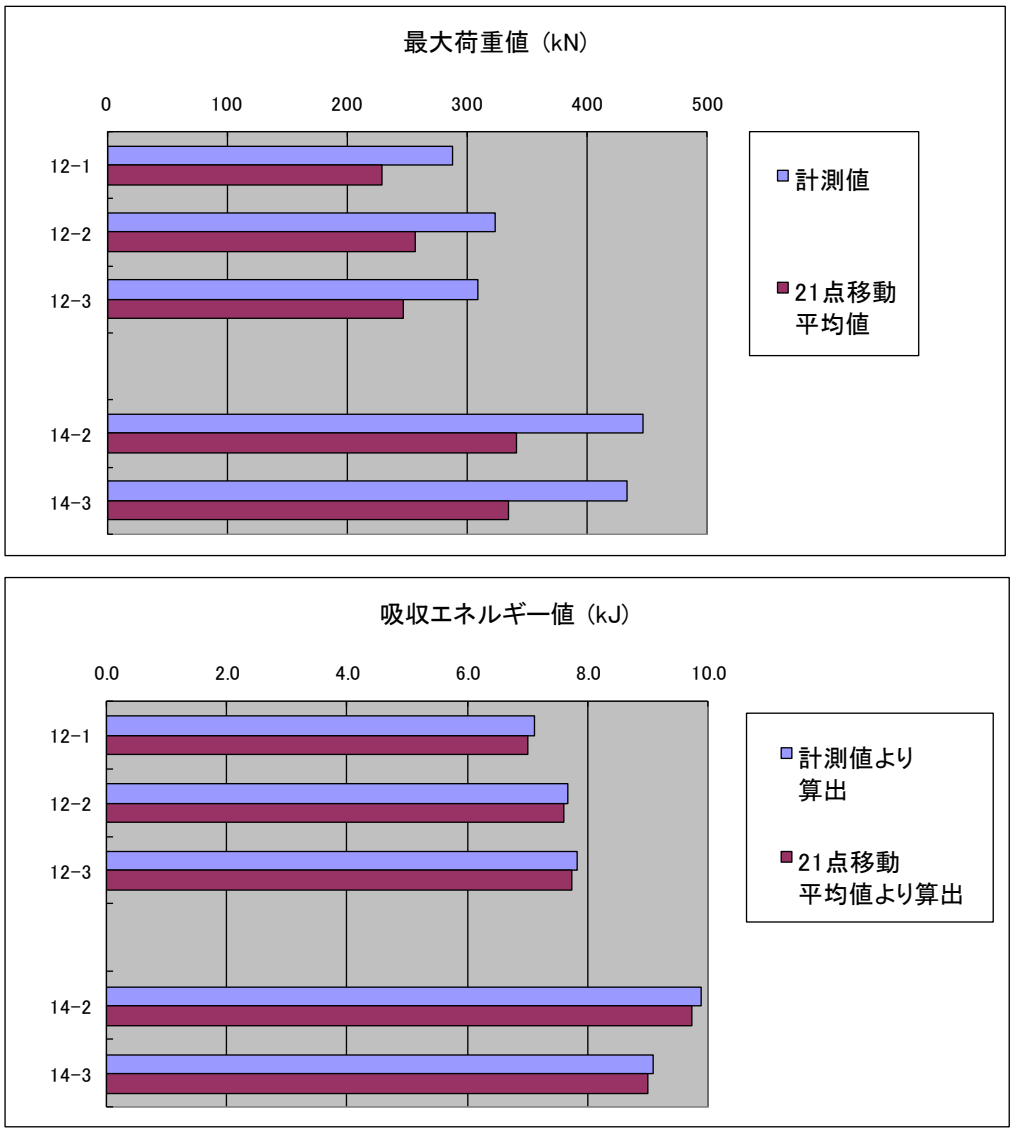
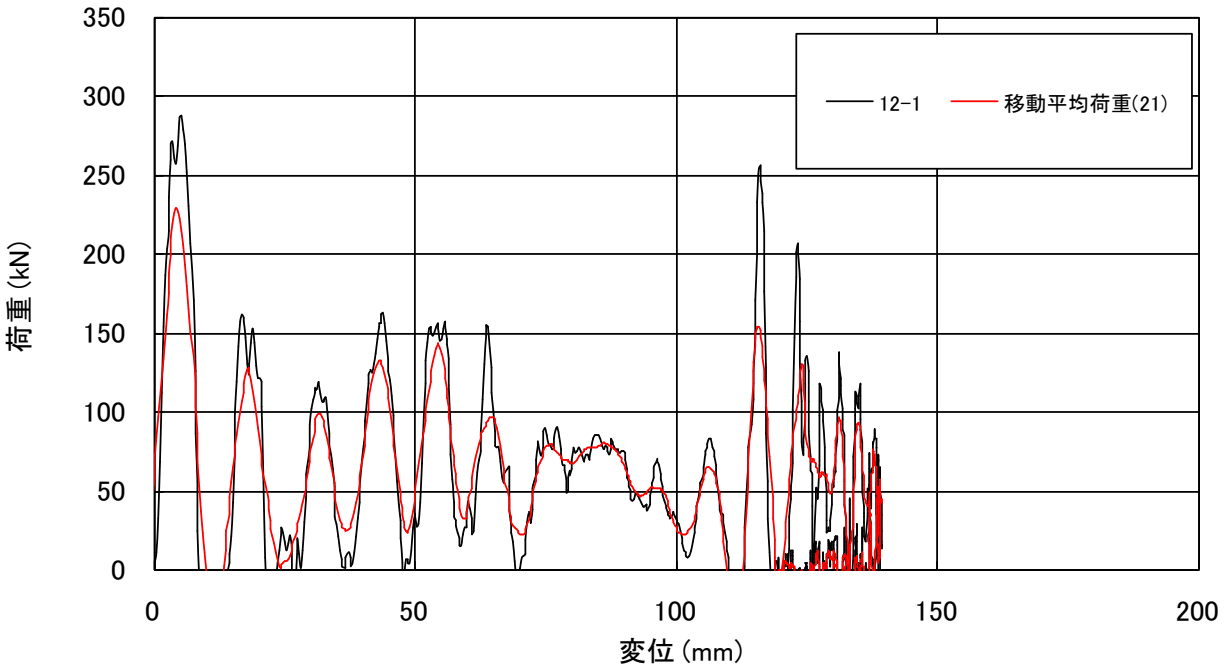
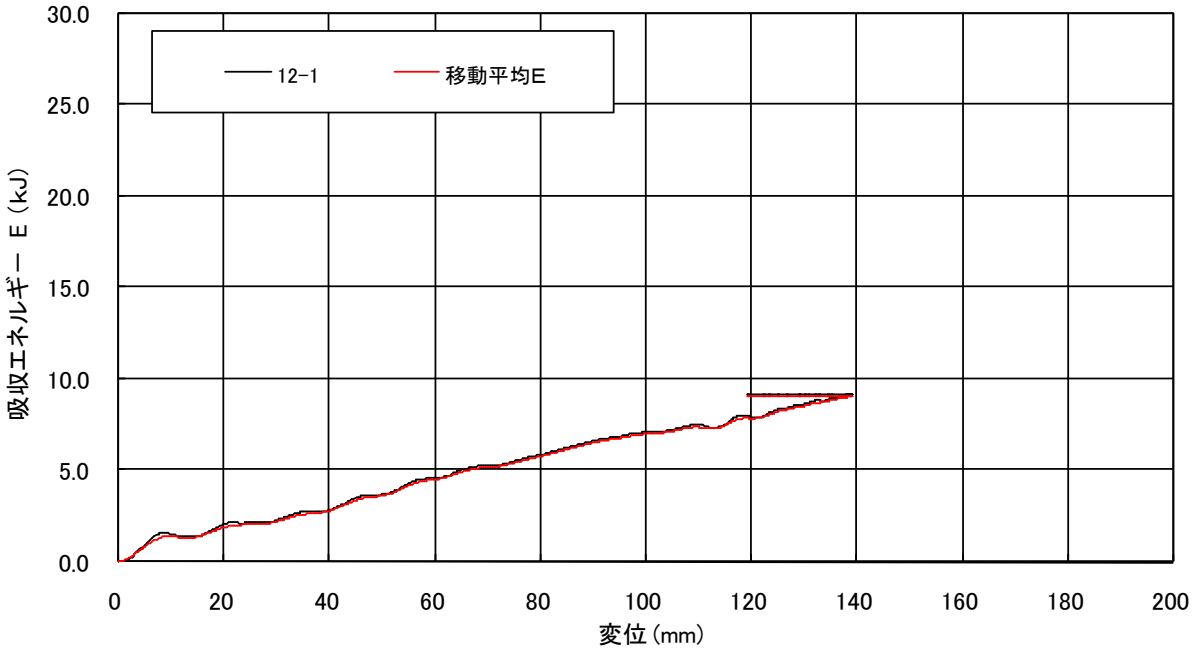


図 66.6　落重式衝突試験結果(最大荷重と吸収エネルギー)

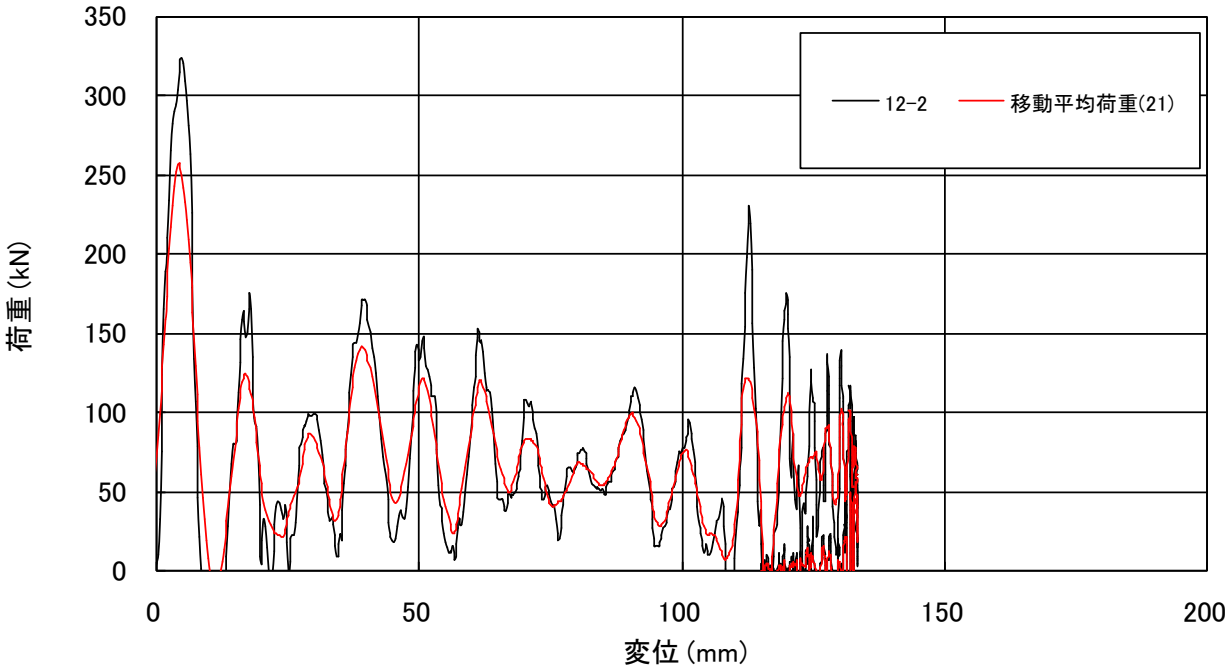


荷重−変位の関係

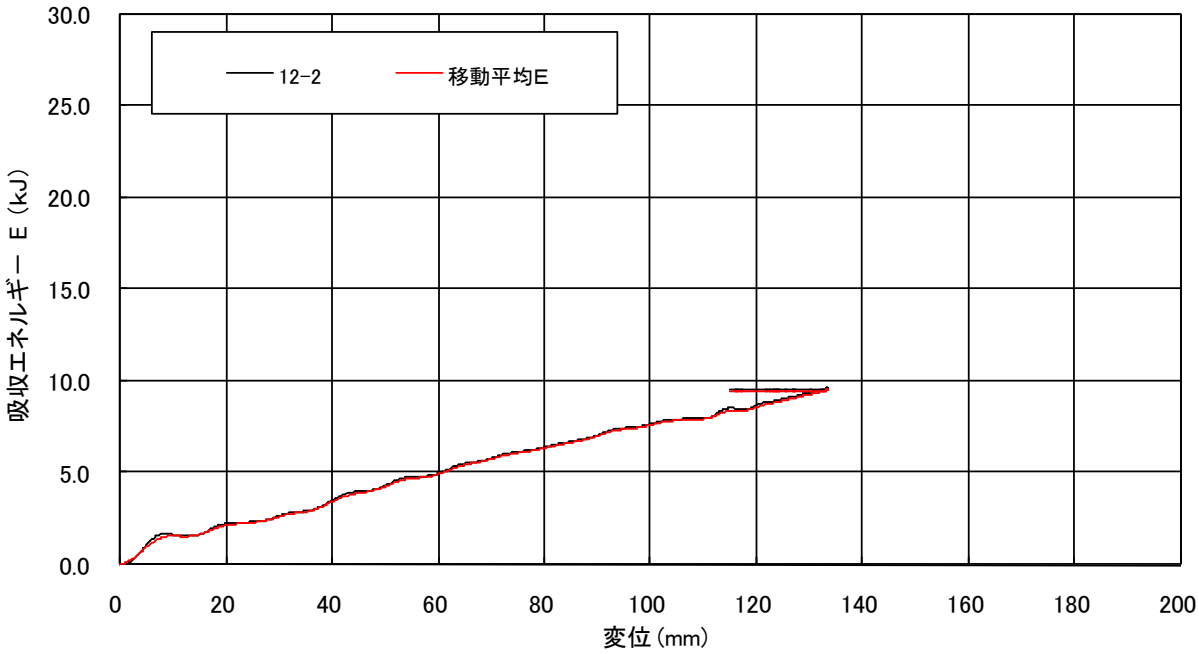


吸収エネルギー−変位の関係

図 66.7　落重式衝突試験結果(12-1)

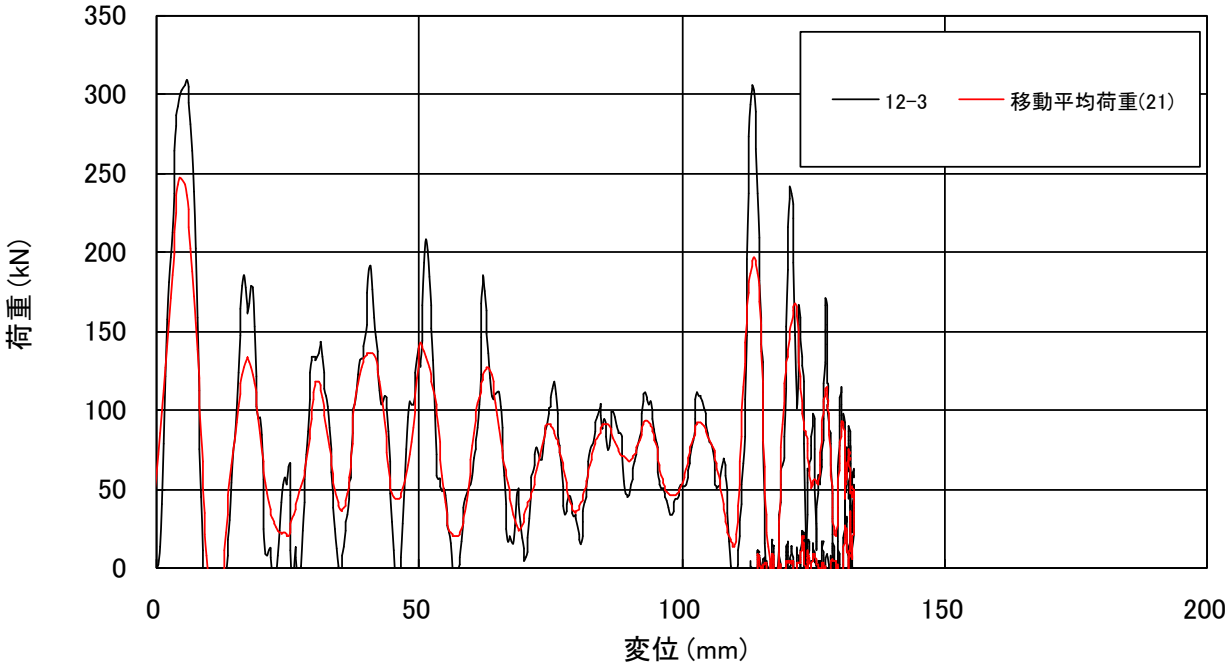


荷重-変位の関係

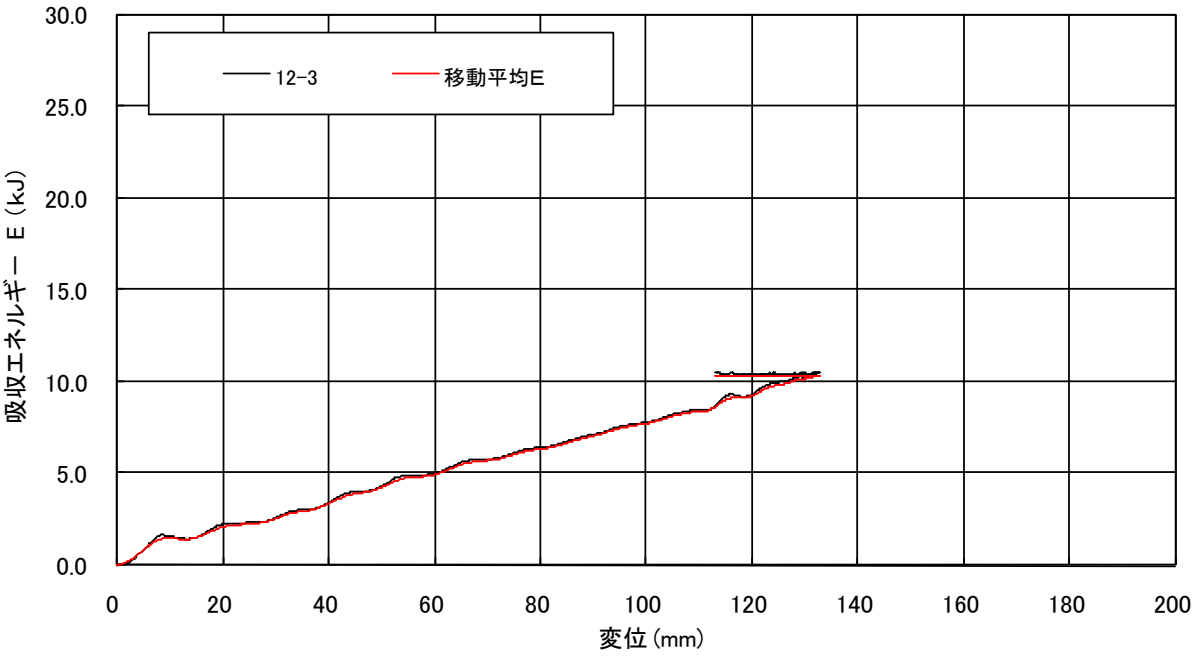


吸収エネルギー-変位の関係

図 66.8　落重式衝突試験結果(12-2)

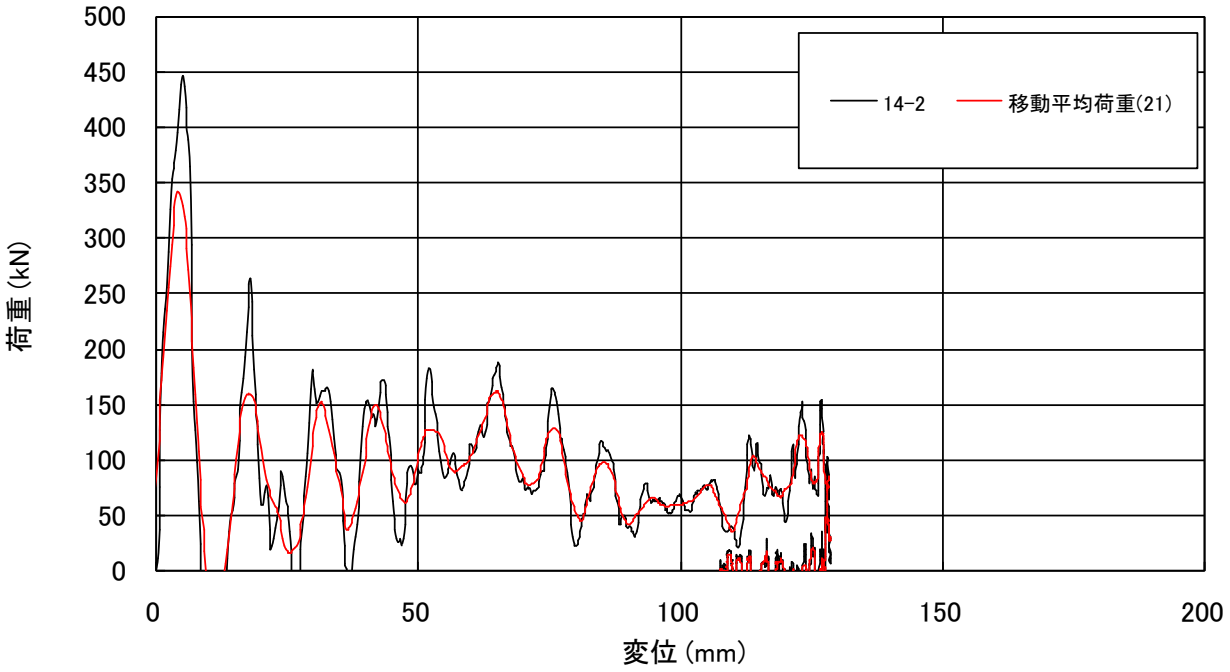


荷重−変位の関係

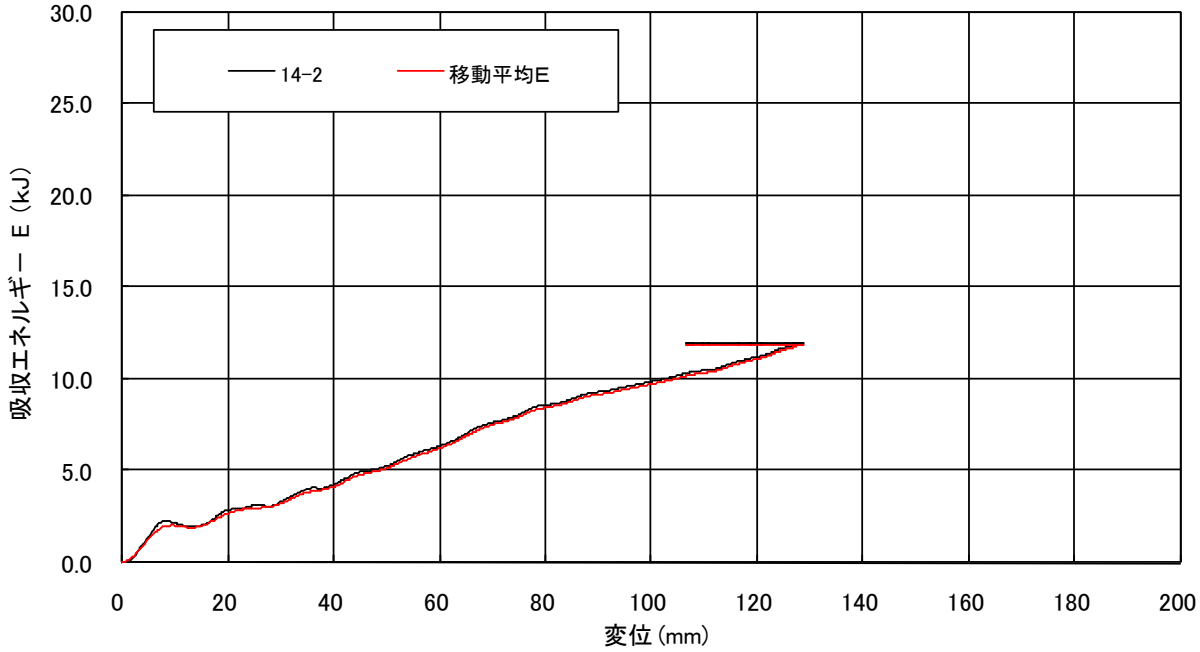


吸収エネルギー−変位の関係

図 66.9　落重式衝突試験結果(12-3)

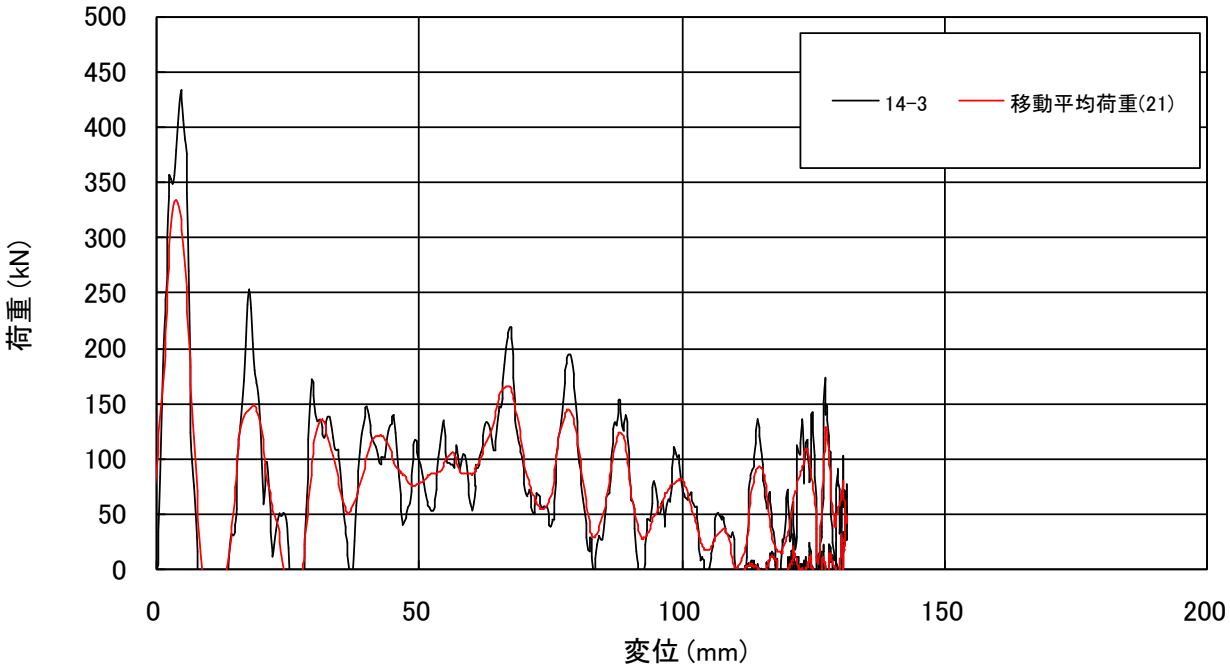


荷重-変位の関係

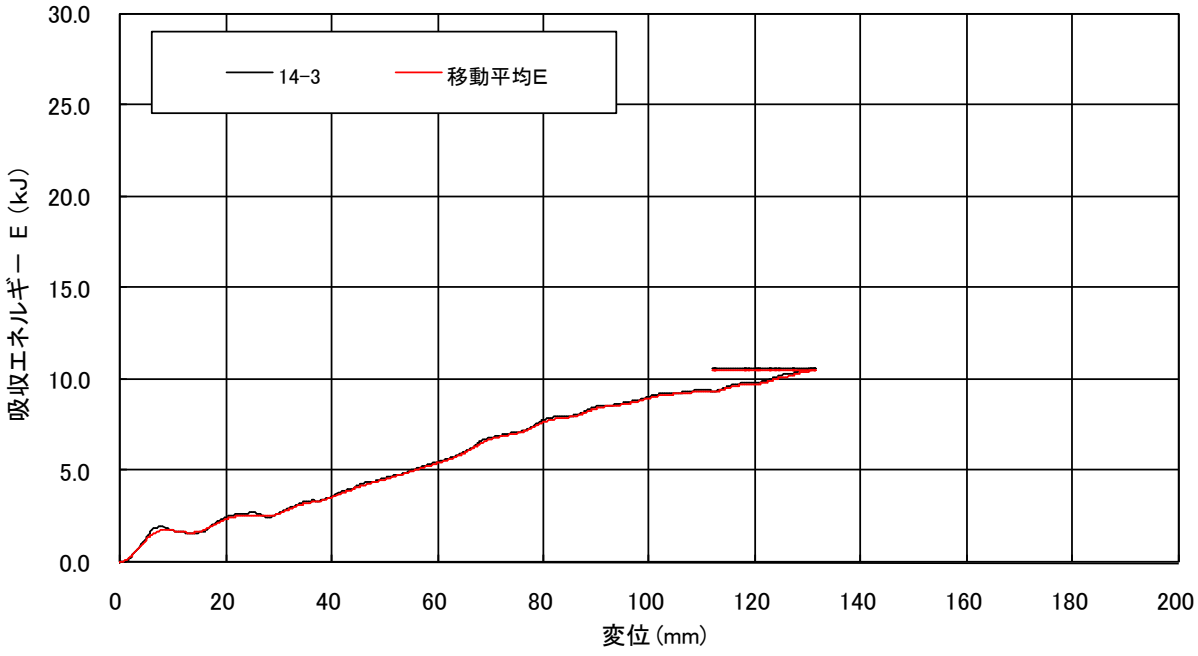


吸収エネルギー-変位の関係

図 66.10　落重式衝突試験結果(14-2)



荷重−変位の関係



吸収エネルギー−変位の関係

図 66.11　落重式衝突試験結果(14-3)

名称	方向	試験前	試験後
12-1	正面		
	斜め		

図 66.12　ハット部材外観写真－試験前後－（12-1）

名称	方向	試験前	試験後
14-2	正面		
	斜め		

図 66.13　ハット部材外観写真－試験前後－（14-2）

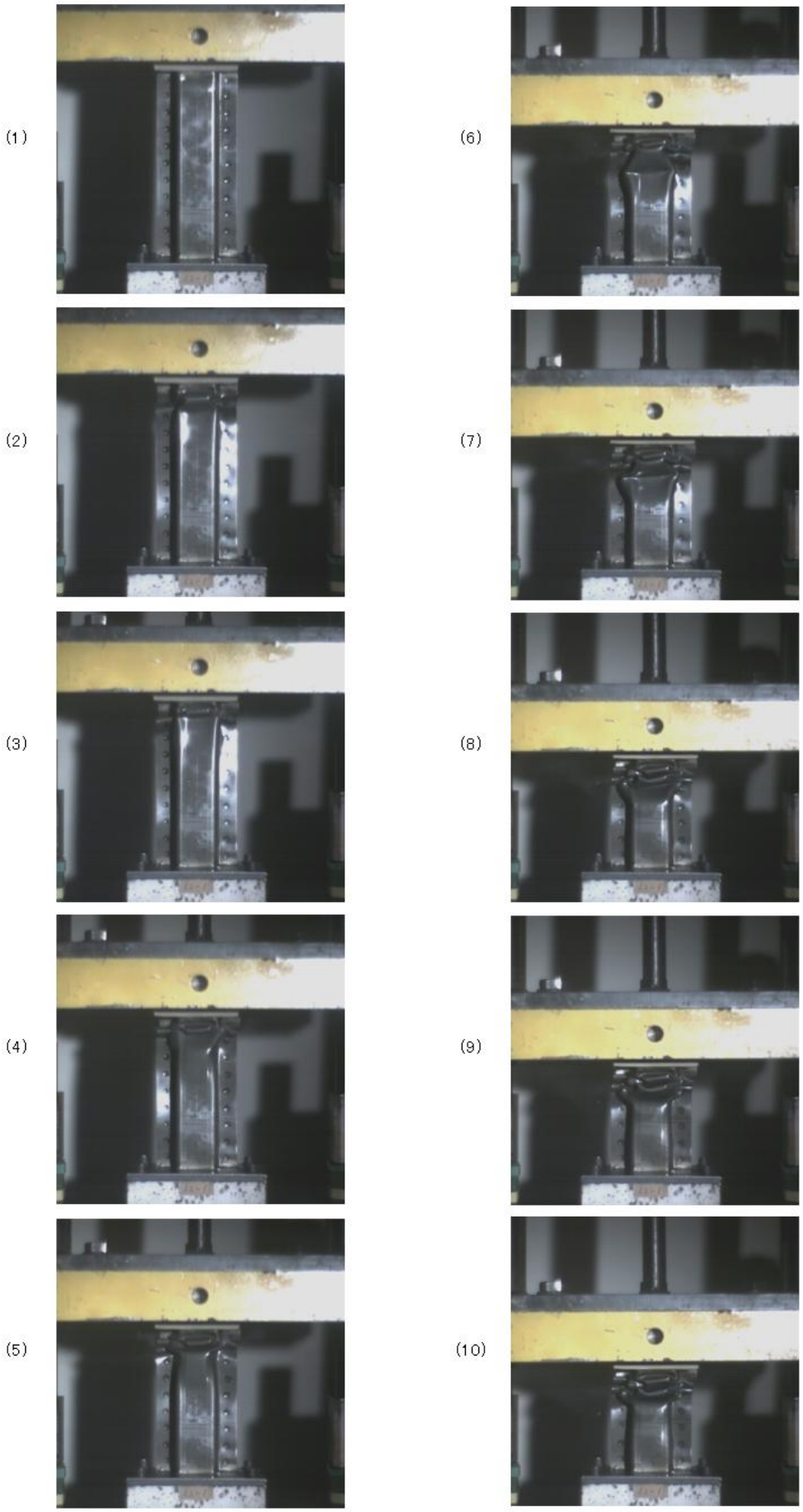


図 66.14　衝撃試験の連続写真(12-1)

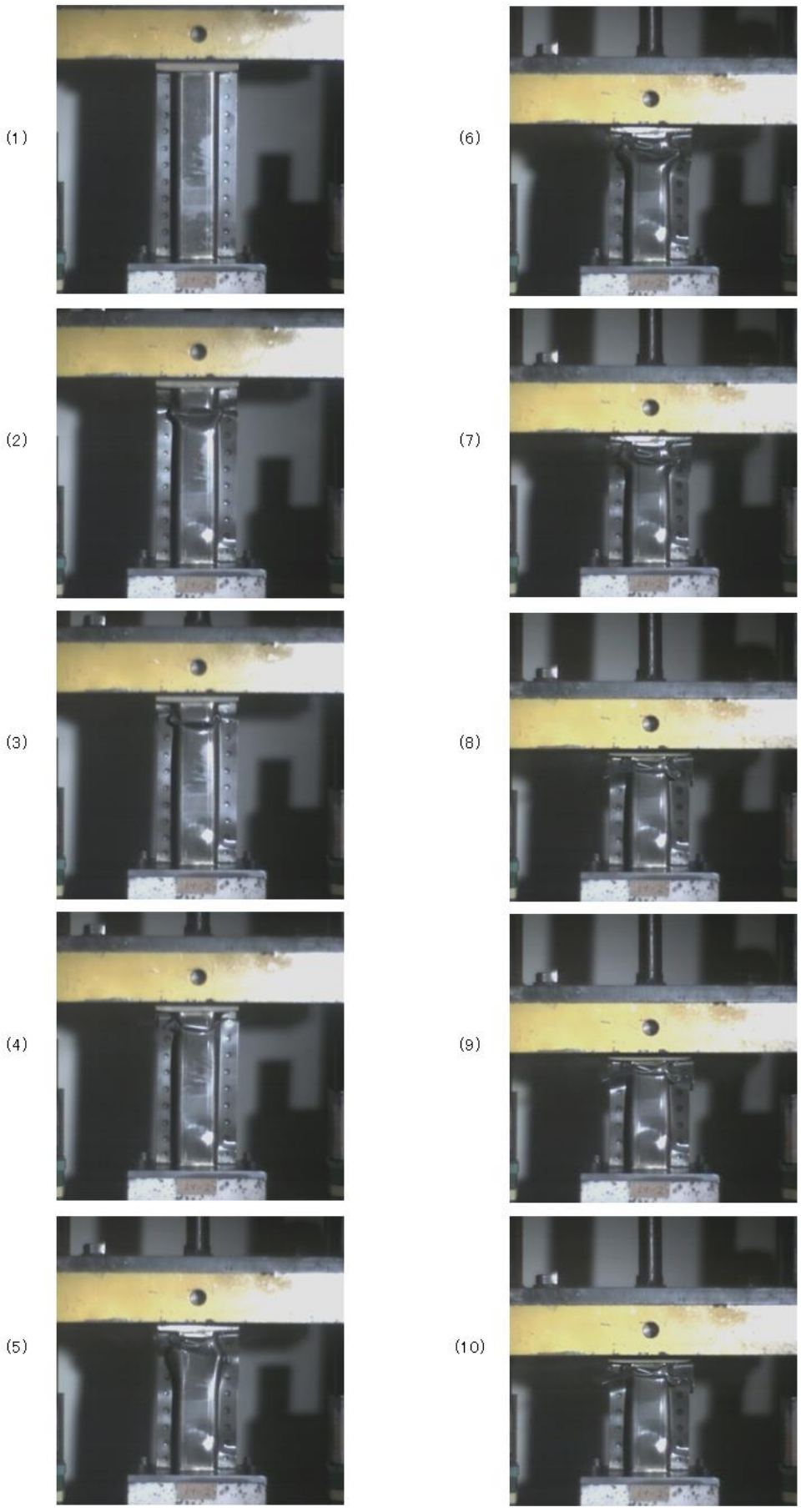


図 66.15　衝撃試験の連続写真(14-2)

6.7　熱延鋼板の生産基礎評価

本業務の製造工程は、昨年度と本年度ともに、熱延－レベラー工程までであり、実機での酸洗は行なっていない。しかし、自動車用鋼板として量産する場合は、当然のことながら酸洗を行うこととなる。そこで生産基礎評価の一環として、実機製造の前に確認すべき以下の特性の評価試験を実施した。

・レーザー溶接性
・表面特性（酸洗性、表面性状）

6.7.1　レーザー溶接性評価

田原工場の連続酸洗はレーザー溶接を用いているが、従来の溶接対象は軟鋼のみであり、高強度鋼板の溶接性については経験がない。これらのことから、試作材についての生産基礎評価の一環として、レーザー溶接性の評価試験を行い、本試作材のレーザー溶接性に問題がないことを確認する。また、実機の仕様に近い溶接機を用いて試験を行うことにより、酸洗工程のレーザー溶接最適条件を事前に推定する。

(1)試験方法

(a)評価試験の試料は、本試作材の 1.2mm、1.4mm、さらに FY2012 の試作材 2.0mm を用いた。

(b)試料はそれぞれ表 67.1 に示す条件で溶接を行い、表 67.2 に示す評価試験を行った。

表 67.1　溶接条件

項目	条件		備考
送り速度	3水準	40mm/secと±20mm/sec	
突き合わせ	1水準	岡山シャーのまま	酸洗設備はクリアランス片側0.06mm
フォーカス	3水準		Just Focusを基準に前後で振る。

表 67.2　評価試験

評価項目	条件		備考
引張試験	n=2	平行部幅 = 50mm	
断面組織	n=1	突合せ部	
断面硬度	n=1	突合せ部、Hv	サンプルは、組織と兼用

(2)試験結果

(a)断面組織

断面組織観察の結果を図 67.1～図 67.3 に示す。板厚によらず、レーザーのフォーカスをマイナス側にするほうが良い。レーザーの送り速度は低速で熱影響部の幅が広く、最適値～高速側は低速側と比べ、著しい差異は見られない。また、今回シャー切断ままの溶接を行ったが、シャー切断面の形状精度が悪く、試験片によって突き合わせが条件が一定ではなく、溶接部の溶け込みにバラつきが見られた。

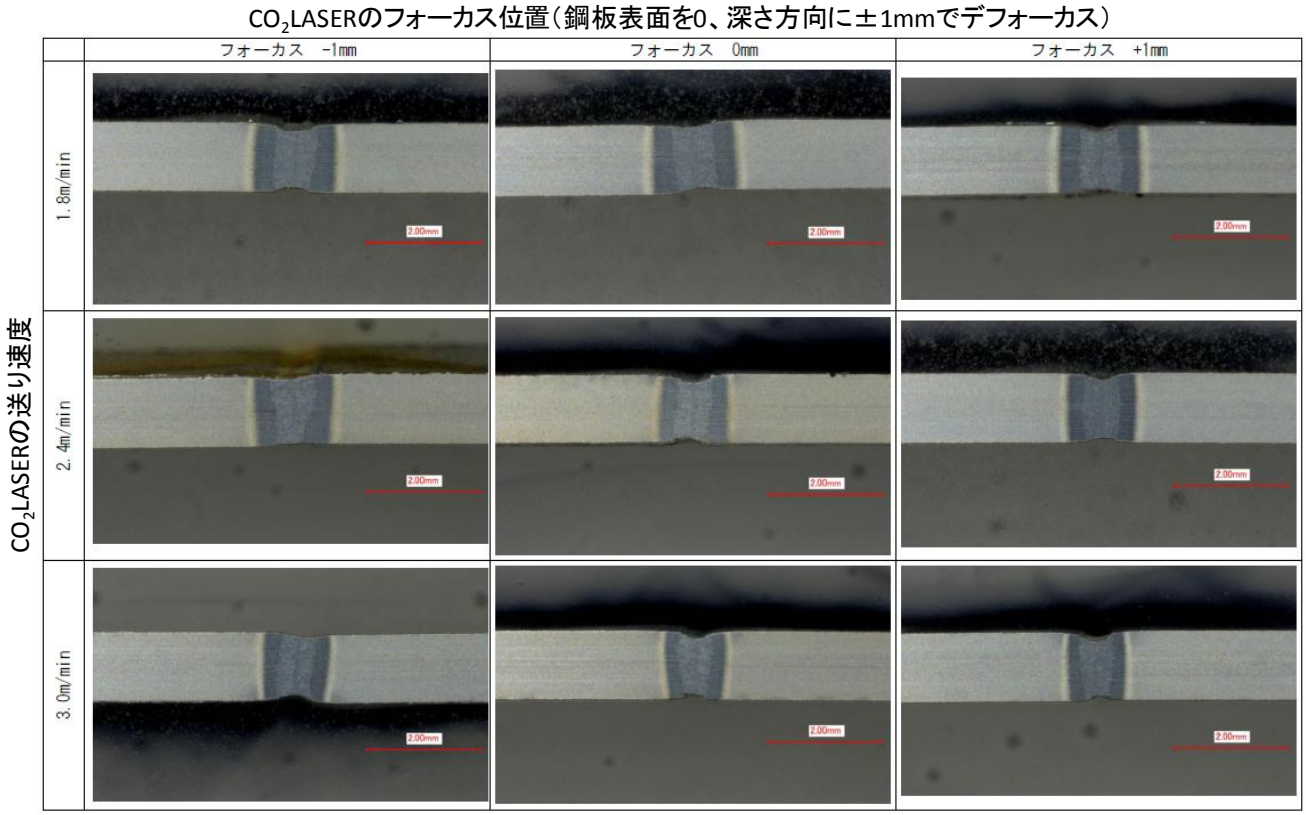


図 67.1　溶接部断面組織（1.2mm）

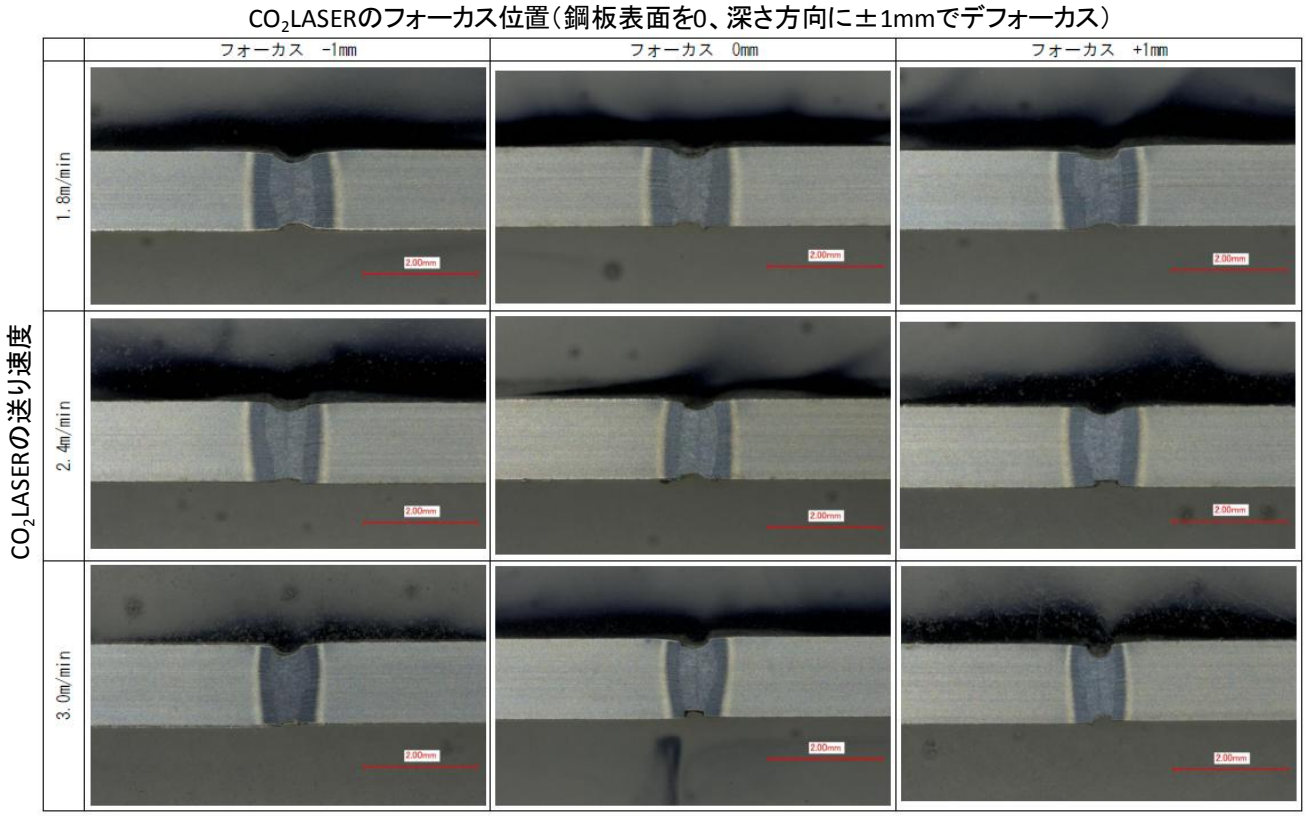


図 67.2　溶接部断面組織（1.4mm）

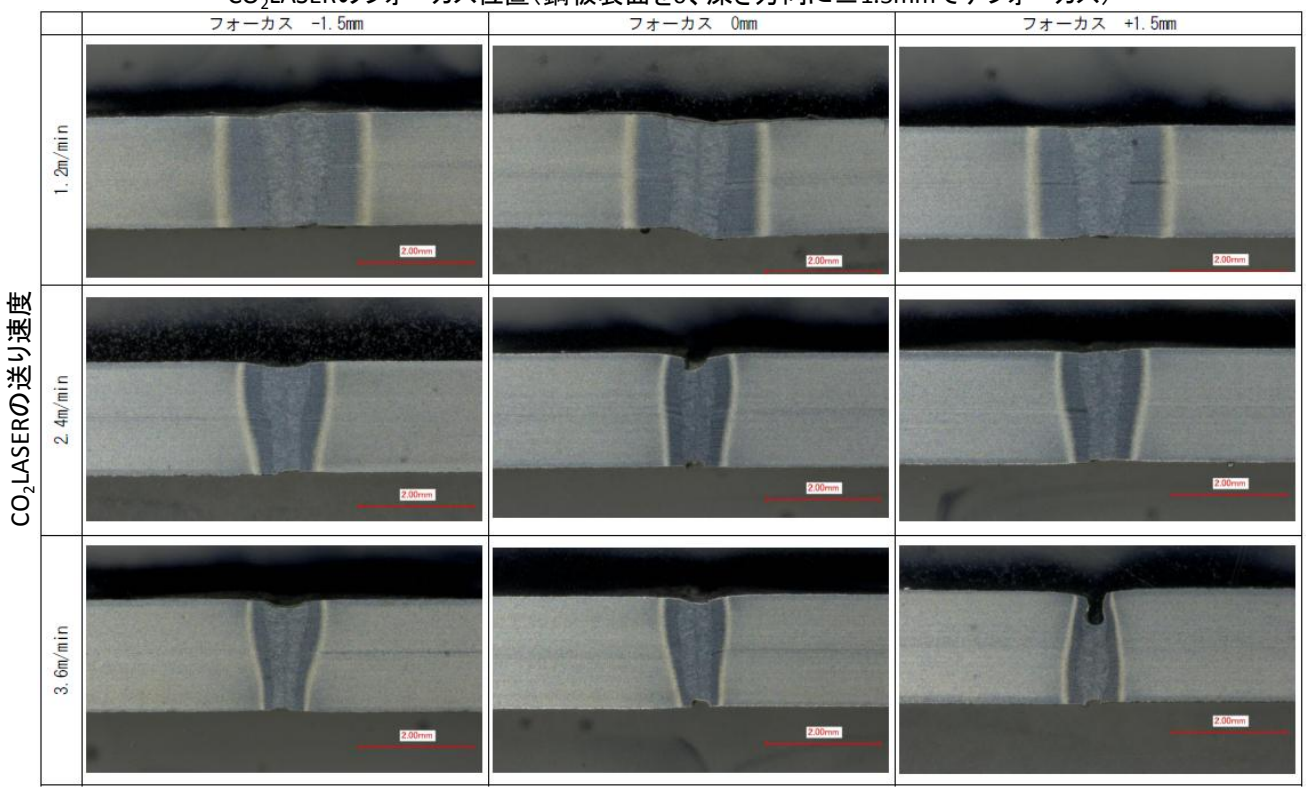


図 67.3　溶接部断面組織（2.0mm）

(b)引張試験及び硬度測定結果

引張試験及び硬度測定の結果を表 67.3、図 67.4、また、硬度プロファイル測定結果を図 67.5 に示す。

本試作材はいづれの溶接条件・板厚の組み合わせにおいても HAZ 軟化は見られず、十分な接合部強度が得られており、引張荷重は板厚ごとに安定している。

ただし、切断面の形状精度が十分でなく溶接部の溶け込みにバラつきが見られた。実機生産においては切断面形状を管理することで、安定的強度を保持できると考えられる。

表 67.3　引張試験及び硬度測定結果

			参考値：最大荷重 kN		破断位置		硬度　HV		
板厚	溶接速度 m/min	フォーカス mm	1本目荷重	2本目荷重	1本目	2本目	溶接金属	HAZ	母材
1.2	1.8	-1	48.57	53.27	溶接金属	HAZ	481	508	315
		0	49.42	51.23	HAZ	HAZ	481	513	304
		1	50.77	49.03	HAZ	母材	483	496	304
	2.4	-1	50.75	49.48	HAZ	HAZ	470	523	305
		0	50.97	50.56	HAZ	溶接金属	479	517	304
		1	50.01	51.34	HAZ	溶接金属	484	506	326
	3.0	-1	50.44	51.11	母材	母材	485	497	302
		0	51.94	50.80	溶接金属	HAZ	475	502	323
		1	50.68	50.00	母材	HAZ	484	507	307
1.4	1.8	-1	56.35	61.90	溶接金属	HAZ	482	500	322
		0	59.53	58.73	溶接金属	HAZ	477	509	302
		1	58.92	58.48	HAZ	HAZ	480	506	310
	2.4	-1	58.88	59.90	溶接金属	溶接金属	471	509	306
		0	56.61	59.27	溶接金属	溶接金属	487	513	301
		1	57.18	59.85	溶接金属	HAZ	479	506	308
	3.0	-1	58.24	58.85	溶接金属	溶接金属	489	520	318
		0	61.41	59.58	HAZ	溶接金属	478	512	298
		1	59.29	59.79	HAZ	HAZ	487	520	312
2.0	1.2	-1.5	86.33	90.79	母材	HAZ	453	480	332
		0	86.85	88.25	母材	母材	463	480	332
		1.5	87.99	89.05	HAZ	HAZ	475	503	328
	2.4	-1.5	90.97	79.96	溶接金属	溶接金属	465	493	322
		0	95.07	96.09	HAZ	母材	473	487	316
		1.5	89.07	93.88	母材	母材	462	484	318
	3.6	-1.5	86.24	87.77	母材	溶接金属	473	500	326
		0	92.84	95.60	溶接金属	母材	463	498	317
		1.5	85.79	79.96	溶接金属	溶接金属	473	497	307

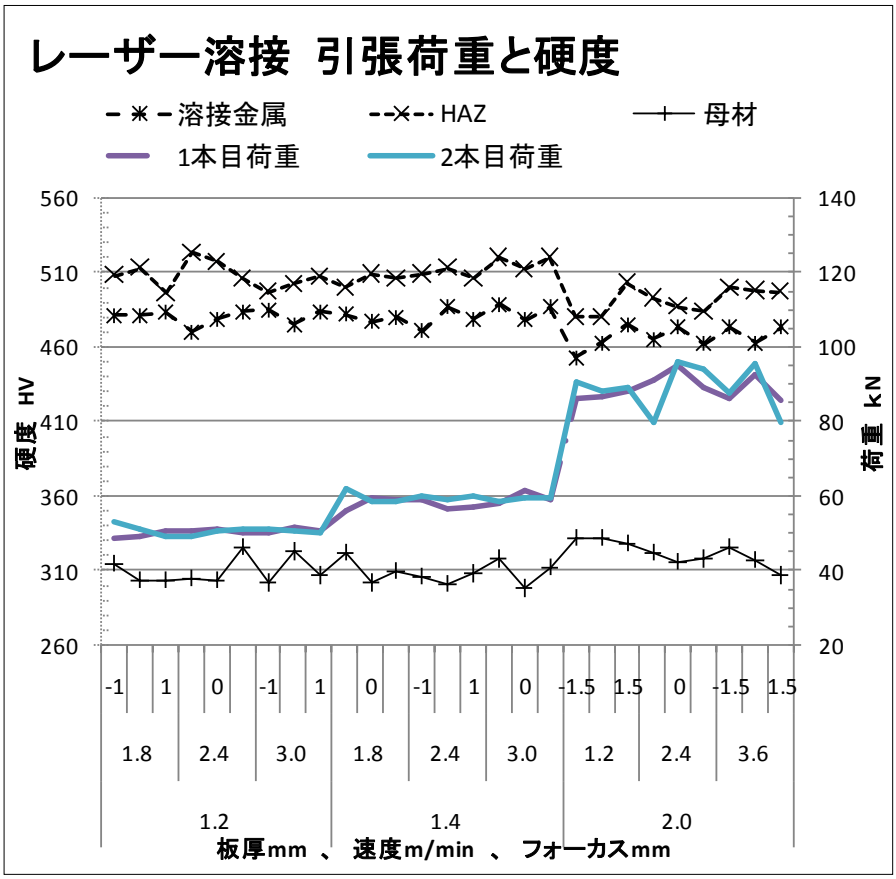


図 67.4　レーザー溶接　引張荷重と硬度

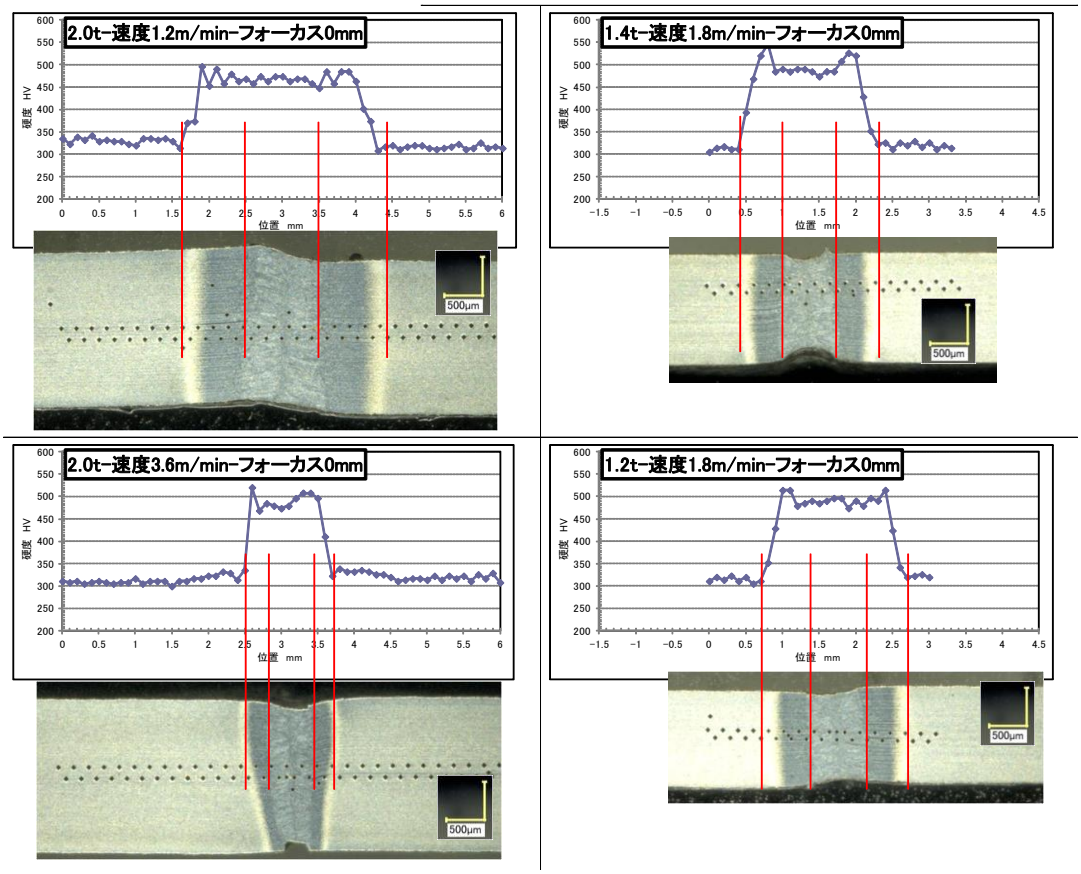


図 67.5　硬度プロファイル測定結果

6.7.2　表面特性評価

表面特性の評価試験として、酸洗性の評価につては酸洗減量試験、表面性状の評価については酸洗後の表面粗さ測定を行い評価を行った。

(1)試験方法

(a)評価試験の試料は本試作材の 1.2mm、1.4mm、さらに比較対象用として 440MPa 級汎用鋼の 2.2mm 材を用いて、表 67.4 の酸洗条件で酸洗を行い、酸洗減量試験と表面粗さ測定を行った。

(b)酸洗減量試験は酸洗前・後の重量測定を行い、スケールの減量を計算した。また、白色度測定を行い、それらの結果をもとに脱スケール性の評価した。。

(c)粗さ測定はレーザー顕微鏡による測定を行い酸洗時間が表面に及ぼす影響を調査した。

表 67.4　酸洗条件

項目	条件
酸濃度	塩酸　18%
浴温度	75～80℃
インヒビター	無し
酸洗時間	5,10,15,20,25,30,35,40,50,60,120,180秒

(2)酸洗減量試験結果

酸洗時間と酸洗減量及び白色度との関係を図 67.6、図 67.7 に、酸洗前のスケール厚み測定結果を図 67.8 に、試験時間ごとの外観写真を図 67.9～図 67.11 に、またスケールのX線回折結果を図 67.12 に示す。

スケール成分にファイアライト（Fe2SiO4）が見られるが、酸洗減量推移、白色度推移、及び外観は Si 添加されていない 440MPa 級汎用鋼と同様の脱スケール性であるといえる。本試験は、インヒビター（鋼の過剰溶解を防ぐ目的で使う、酸腐食抑制剤）無しの条件での試験であり、実機においてはインヒビター有りで酸洗を行うが、操業条件の調整を行うことで脱スケール性は確保できると考える。また、後述の粗さとの兼ね合いが、今後の検討課題となる。

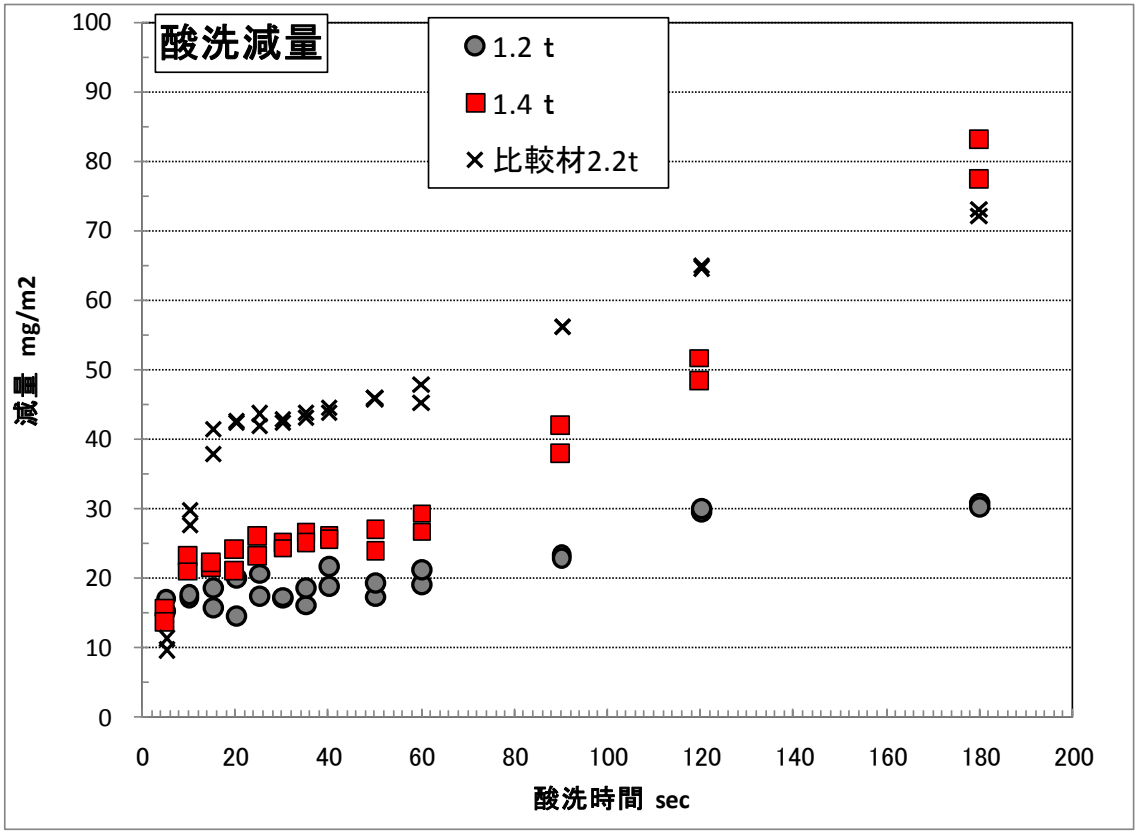


図 67.6　酸洗減量推移

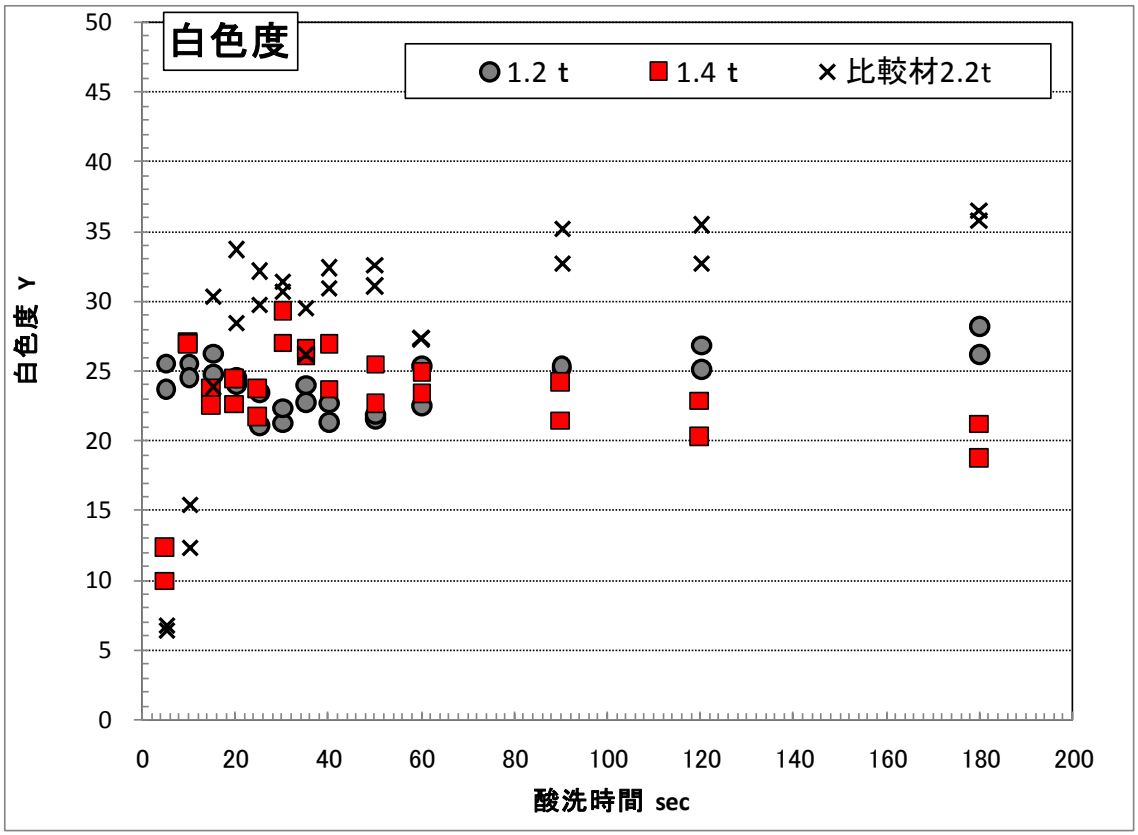


図 67.7　白色度推移

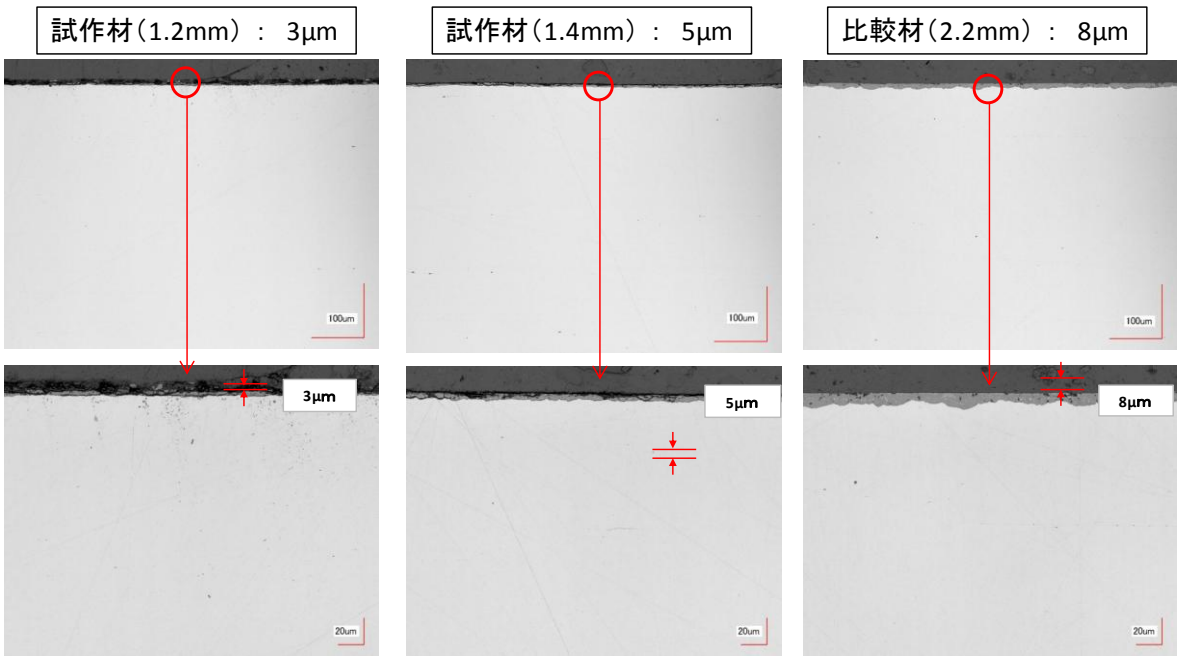


図 67.8　スケール厚み測定結果

図 67.9　試験片（試作材 1.2mm）の外観写真

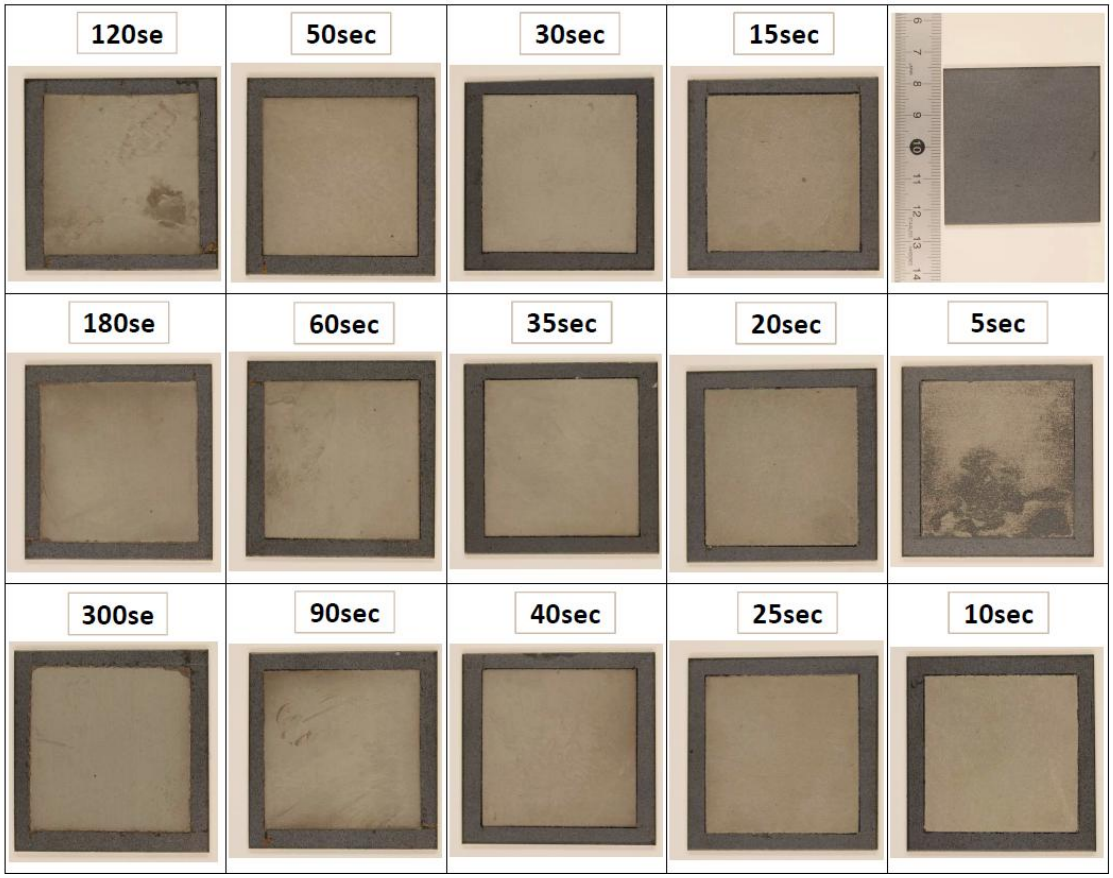
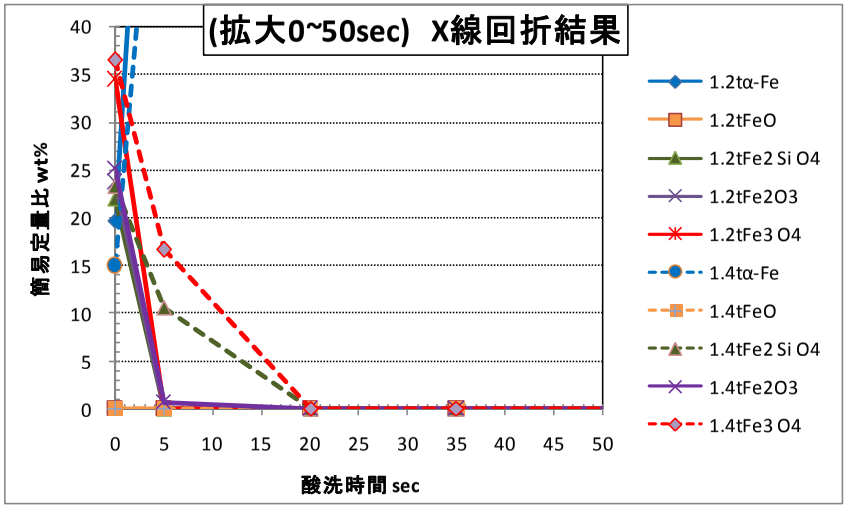


図 67.10　試験片（試作材 1.4mm）の外観写真

図 67.11　試験片（比較材 2.2mm）の外観写真

測定条件

X線出力	40 kV , 40 mA	スキャンスピード/計数時間	3.0000 ° /min.
ゴニオメータ	Ultima IV (Protectus)	ステップ幅	0.0200 °
アタッチメント	-	スキャン軸	2θ/θ
フィルター	モノクロ	スキャン範囲	3.0000 - 120.0000 °
CBO選択スリット	-	入射スリット	1°
検出器モノクロメータ法	固定モノクロメータ(U4)	長手制限スリット	10mm
検出器	シンチレーションカウンタ	受光スリット1	1°
スキャンモード	CONTINUOUS	受光スリット2	0.3mm



積分強度比 wt%

	結晶相名	酸洗時間 sec 0	5	20	35	60	180	
980MPa 1.2t材	α -Fe	19.7	100.0	100.0	100.0	100.0	100.0	
	FeO	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	
	Fe2 Si O4	22.1	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	
	Fe2O3	23.8	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	
	Fe3 O4	34.5	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	

	結晶相名	酸洗時間 sec 0	5	20	35	60	180	
980MPa 1.4t材	α -Fe	15.0	71.9	100.0	100.0	100.0	100.0	
	FeO	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	
	Fe2 Si O4	23.3	10.6	0.0	0.0	0.0	0.0	
	Fe2O3	25.1	0.7	0.0	0.0	0.0	0.0	
	Fe3 O4	36.5	16.7	0.0	0.0	0.0	0.0	

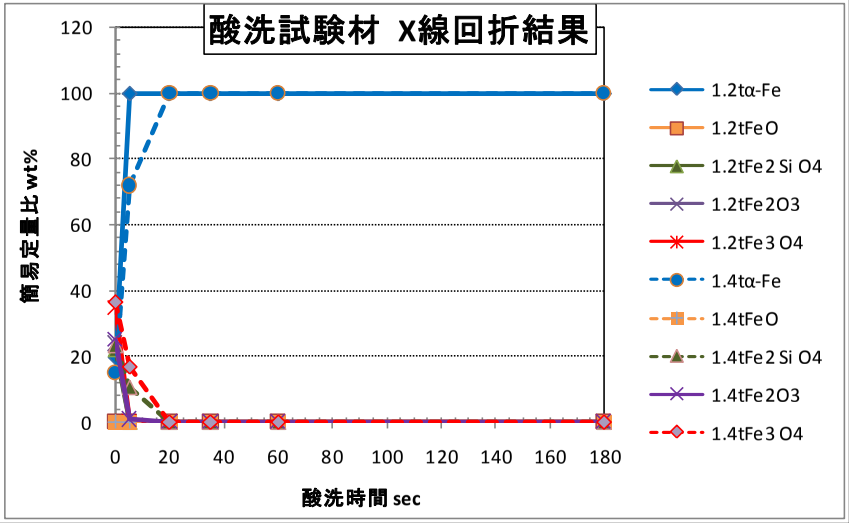


図 67.12 X線回折結果

(3)表面粗さ測定結果

(a)表面粗さ測定

粗さ測定結果を表 67.5 に、酸洗時間と表面粗さの関係を図 67.13 に示す。酸洗時間の増加に伴い、表面粗さも粗くなる傾向にある。

(b)表面 SEM 観察

各サンプルの表面観察(x 2000)を図 67.14 に示す。

写真でわかるように酸洗時間の経過と共に数～数十 μm 程度の凹凸が大きくなり、図 67.13 のレーザ顕微鏡での面粗さ結果と一致する。

各サンプルの SEM 観察像を図 67.15～図 67.19 に示す。以下に各サンプルの観察結果を述べる。

図 67.15［No.B-1　酸洗時間 5sec］

表面には各所に酸洗不足によるスケール塊が残存している。

残存スケールの形状、分布に特異な傾向は認められない。

表面のマッピング分析結果、図 67.20 に示す。

スケール塊の無い表面には Si,Cr,Mo が認められる。スケール塊が無い部分においても Si,Cr,O ピークの強いスケールの取れ残りと思われる部分がある。Cu、Ni 等のトランプエレメントについては局所的な濃化、偏析は確認できなかった。

図 67.16［No.B-2　酸洗時間 10sec］

B-1 で認められる粗大な残存スケールは存在しなかったが、部分的な錆を主体とした酸化物は認められる。

観察の中で表面に現れている介在物を発見した。本供試材を数箇所確認したが同様の介在物は発見できなかった。

介在物の定性分析を図 67.21 に示す。分析結果より、Mn、Cu、Ca の硫化物と Al、Mg の酸化物を主体とした複合体と思われる。

図 67.17［No.B-6　酸洗時間 30sec］

表面は、全体的に荒れが大きくなり、B-1、B-2 に見られた 1 μm 程度の微小孔は少なくなっている。

表面には B-2 と同様に局所的に酸化物が認められる。

図 67.22 に酸化物（及び錆）部の定性分析結果を示す。表面が平坦な A 部はスケール除去された部位であり、Fe の他、Si,Cr が認められる。SEM 像で白色粒状に見える B 部は、Mo の強いピークが認められる。Si,Cr,Mo の酸化物と思われる。粉状の C 部は酸洗後に発生した錆と考えられる。

図 67.18［No.B-12 酸洗時間 120sec］

スケールは除去されている。表面地鉄は酸洗により凹凸が大きい。

図 67.19［No.B-13　酸洗時間 180sec］

B-12 と同様、スケールは認められない。表面は B-12 に比べ更に凹凸が激しくなっている。

表 67.5　粗さ測定結果

コイルNo	酸洗時間(sec)	グループ A							グループ B						
		試料番号	算術平均粗さ Ra(μ m)			最大高さ Rz(μ m)			試料番号	算術平均粗さ Ra(μ m)			最大高さ Rz(μ m)		
			1	2	Ave.	1	2	Ave.		1	2	Ave.	1	2	Ave.
t1.2 No.20 (A3929013) スケール厚 3μ m	5	A-1	1.22	1.22	**1.22**	29.72	31.44	**30.58**	B-1	1.31	1.37	**1.34**	28.60	35.63	**32.11**
	10	A-2	1.22	1.27	**1.24**	31.83	32.95	**32.39**	B-2	1.24	1.45	**1.35**	28.40	31.99	**30.19**
	15	A-3	1.47	1.49	**1.48**	32.05	34.80	**33.42**	B-3	1.32	1.27	**1.30**	33.35	32.96	**33.16**
	20	A-4	1.30	1.35	**1.33**	31.37	31.43	**31.40**	B-4	1.24	1.42	**1.33**	32.28	32.23	**32.25**
	25	A-5	1.61	1.21	**1.41**	28.78	35.42	**32.10**	B-5	1.60	1.38	**1.49**	33.14	36.03	**34.58**
	30	A-6	1.15	1.41	**1.28**	31.13	32.92	**32.02**	B-6	1.62	1.58	**1.60**	35.50	32.15	**33.83**
	35	A-7	1.24	1.28	**1.26**	40.73	29.03	**34.88**	B-7	1.51	1.36	**1.44**	34.05	28.77	**31.41**
	40	A-8	1.36	1.43	**1.39**	35.51	36.38	**35.95**	B-8	1.27	1.35	**1.31**	38.91	35.81	**37.36**
	50	A-9	1.18	1.18	**1.18**	33.14	34.83	**33.99**	B-9	1.39	1.36	**1.38**	42.88	40.85	**41.87**
	60	A-10	1.57	1.48	**1.53**	33.66	35.78	**34.72**	B-10	1.55	1.40	**1.47**	39.66	35.17	**37.41**
	90	A-11	1.41	1.27	**1.34**	39.04	37.07	**38.05**	B-11	1.64	1.54	**1.59**	43.69	39.27	**41.48**
	120	A-12	1.52	1.63	**1.58**	32.73	37.10	**34.91**	B-12	1.69	1.69	**1.69**	41.65	50.69	**46.17**
	180	A-13	1.70	1.63	**1.66**	43.90	43.02	**43.46**	B-13	1.83	1.96	**1.89**	55.82	52.33	**54.08**

コイルNo	酸洗時間(sec)	グループ A							グループ B						
		試料番号	算術平均粗さ Ra(μ m)			最大高さ Rz(μ m)			試料番号	算術平均粗さ Ra(μ m)			最大高さ Rz(μ m)		
			1	2	Ave.	1	2	Ave.		1	2	Ave.	1	2	Ave.
t1.4 No.15 (A3929012) スケール厚 5μ m	5	A-1	1.33	1.59	**1.46**	31.33	34.87	**33.10**	B-1	1.41	1.27	**1.34**	29.57	27.91	**28.74**
	10	A-2	1.32	1.27	**1.29**	29.98	28.86	**29.42**	B-2	1.42	1.72	**1.57**	40.63	35.34	**37.98**
	15	A-3	1.30	1.16	**1.23**	32.66	28.06	**30.36**	B-3	1.21	1.44	**1.33**	34.37	32.10	**33.23**
	20	A-4	1.27	1.27	**1.27**	32.60	35.48	**34.04**	B-4	1.54	1.46	**1.50**	34.95	33.39	**34.17**
	25	A-5	1.40	1.47	**1.44**	31.72	32.66	**32.19**	B-5	1.30	1.25	**1.27**	40.86	42.52	**41.69**
	30	A-6	1.43	1.33	**1.38**	28.17	27.51	**27.84**	B-6	1.23	1.34	**1.28**	34.84	27.15	**31.00**
	35	A-7	1.39	1.56	**1.47**	31.87	32.00	**31.93**	B-7	1.21	1.38	**1.30**	32.04	33.37	**32.71**
	40	A-8	1.44	1.35	**1.40**	35.00	29.02	**32.01**	B-8	1.39	1.37	**1.38**	43.37	30.45	**36.91**
	50	A-9	1.50	1.62	**1.56**	36.57	37.40	**36.98**	B-9	1.46	1.21	**1.33**	36.27	33.21	**34.74**
	60	A-10	1.48	1.63	**1.55**	35.69	38.62	**37.16**	B-10	1.47	1.65	**1.56**	40.32	42.55	**41.43**
	90	A-11	1.70	1.62	**1.66**	38.26	36.77	**37.51**	B-11	1.52	1.78	**1.65**	44.60	40.62	**42.61**
	120	A-12	1.67	1.72	**1.69**	41.38	41.33	**41.36**	B-12	1.86	1.70	**1.78**	39.56	44.23	**41.89**
	180	A-13	1.71	1.80	**1.75**	47.95	48.28	**48.12**	B-13	1.72	1.72	**1.72**	41.08	41.94	**41.51**

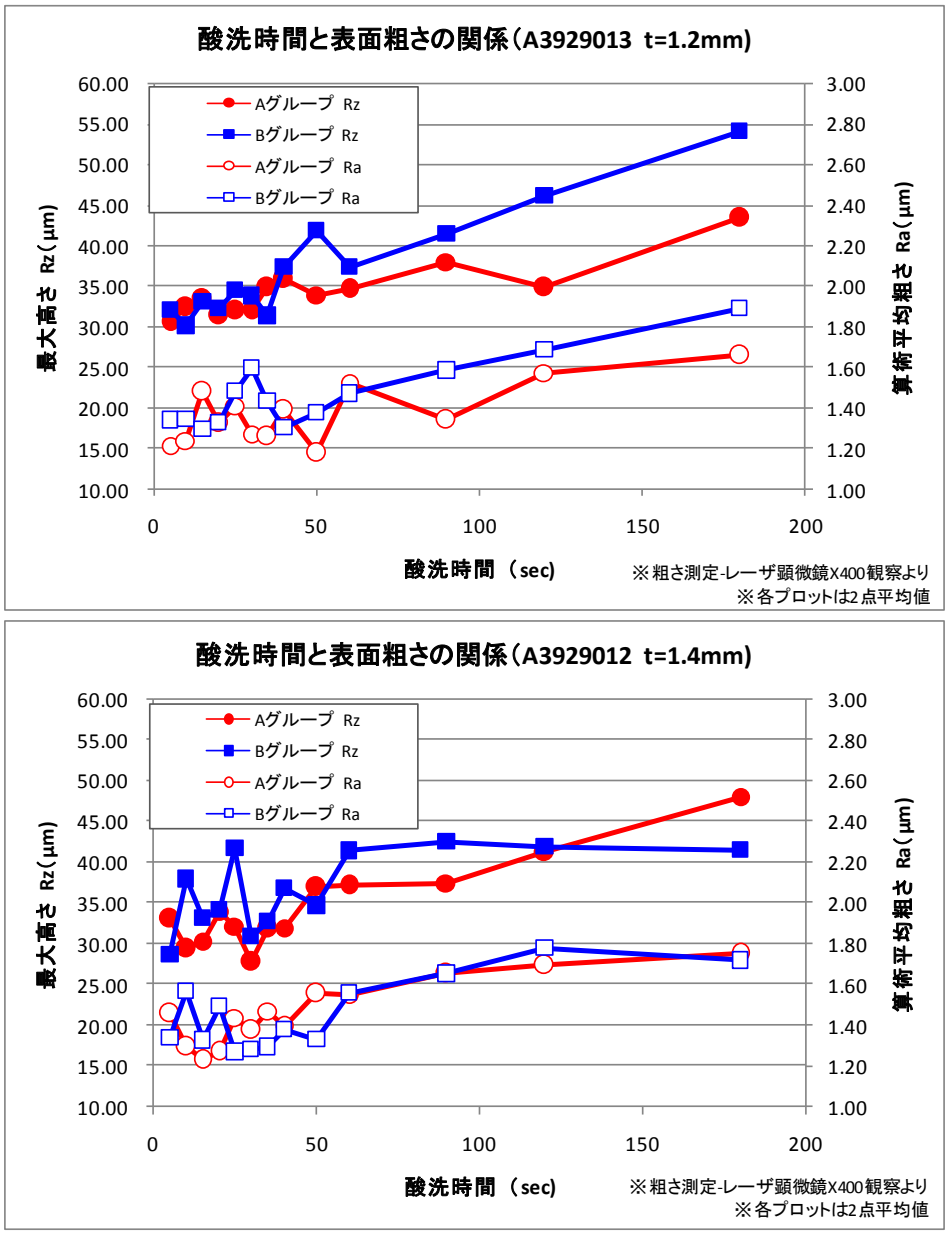


図 67.13　酸洗時間と表面粗さの関係

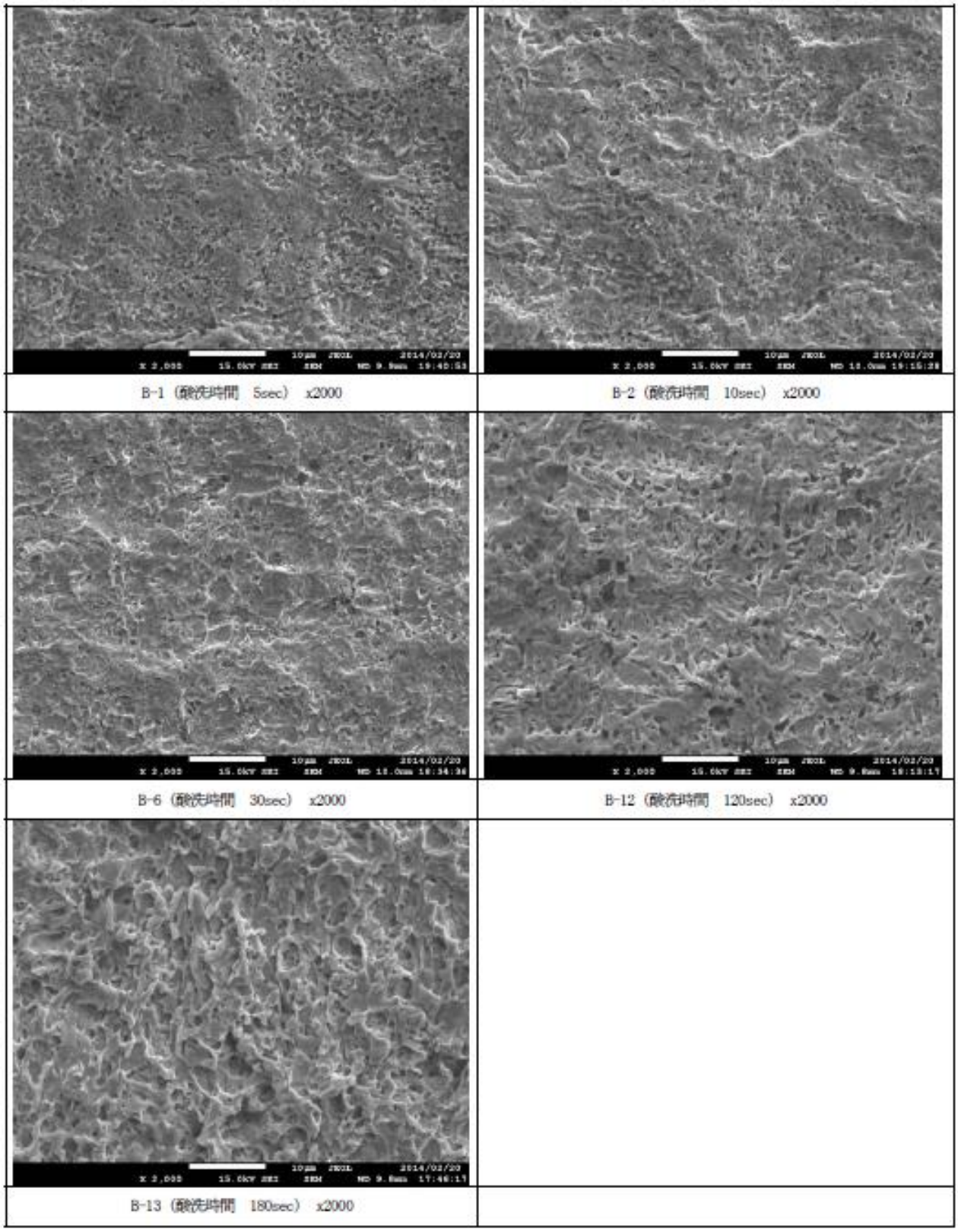


図 67.14　表面 SEM 像（酸洗時間別比較）

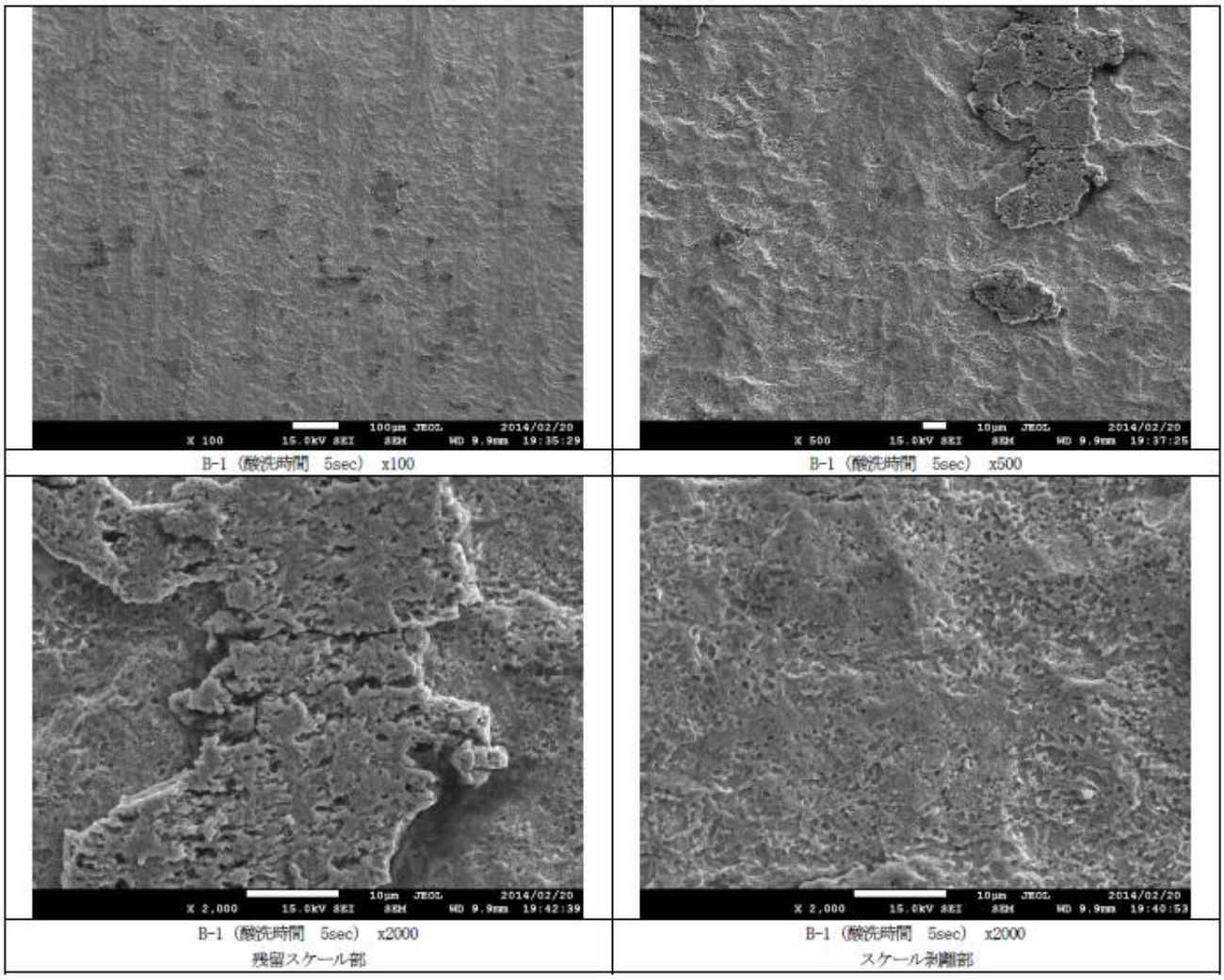


図 67.15　表面 SEM 像（B-1　酸洗時間 5sec）

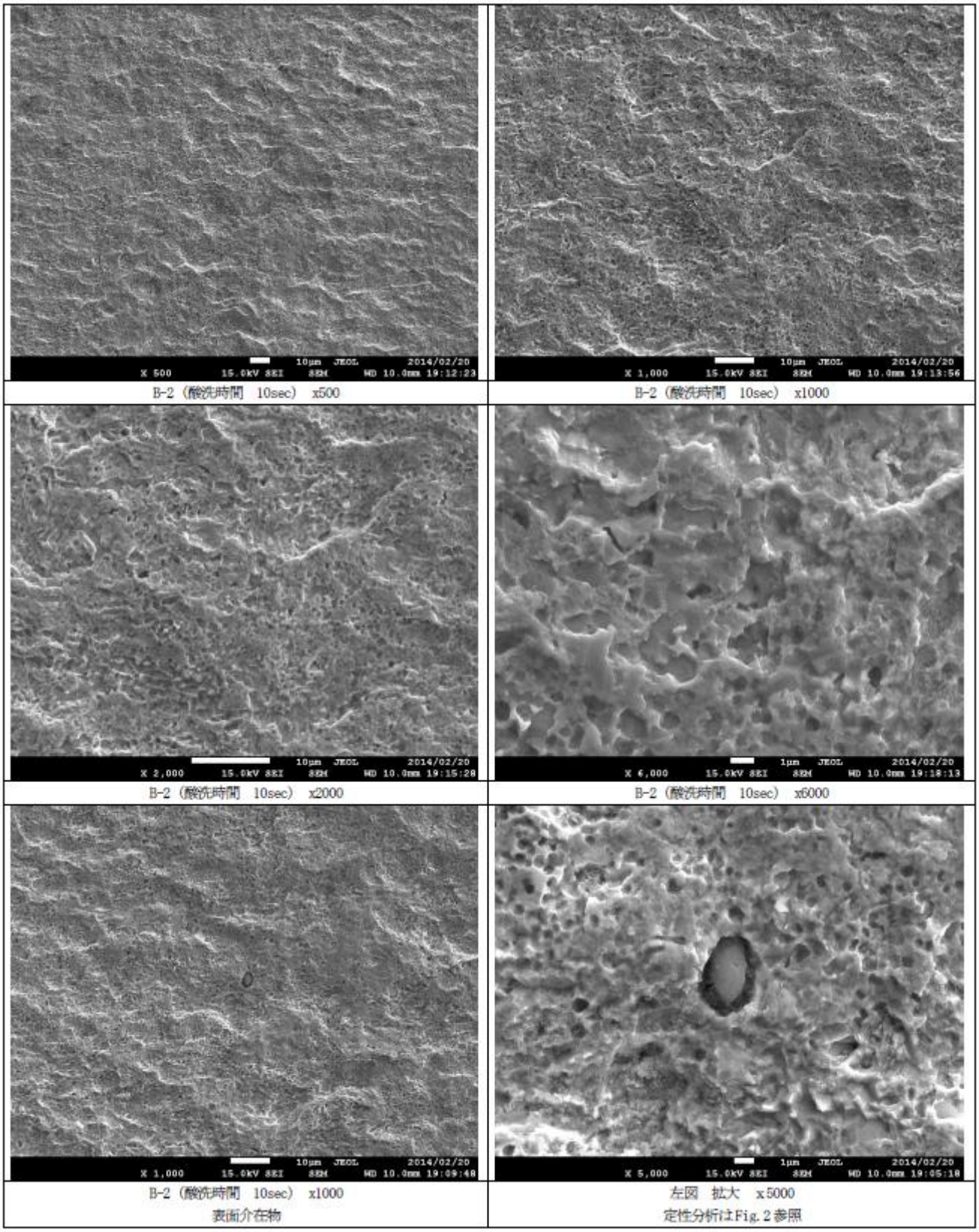
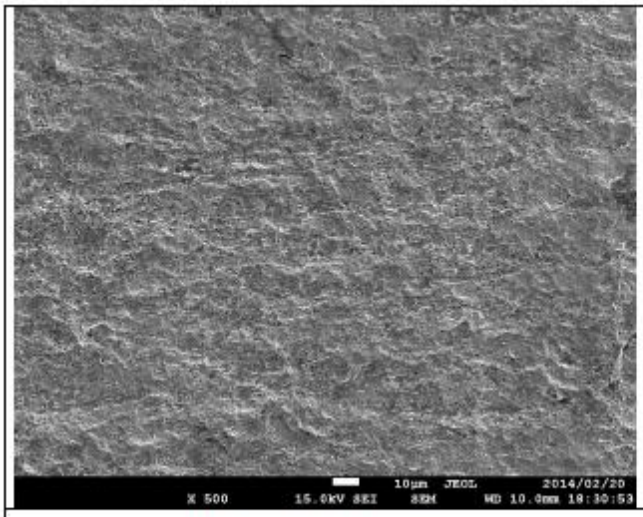
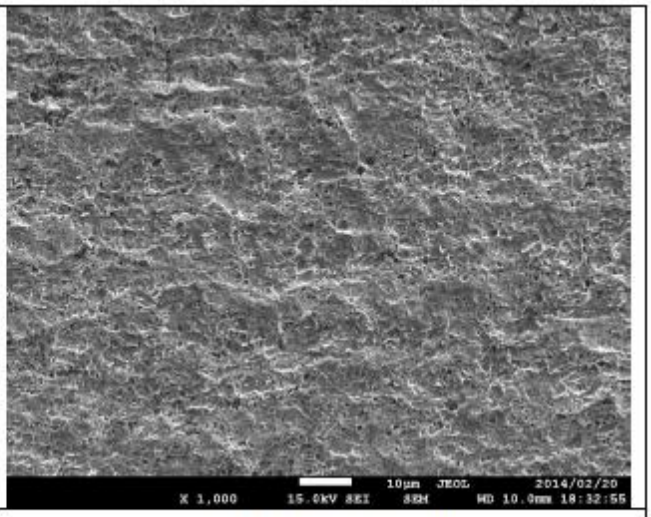


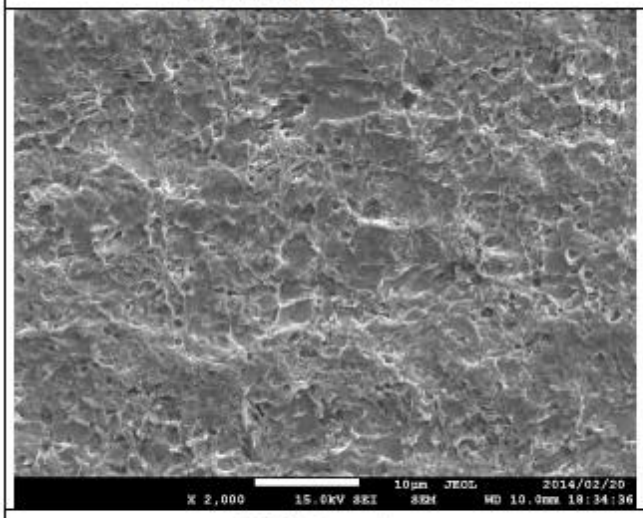
図 67.16　表面 SEM 像（B-2　酸洗時間 10sec）



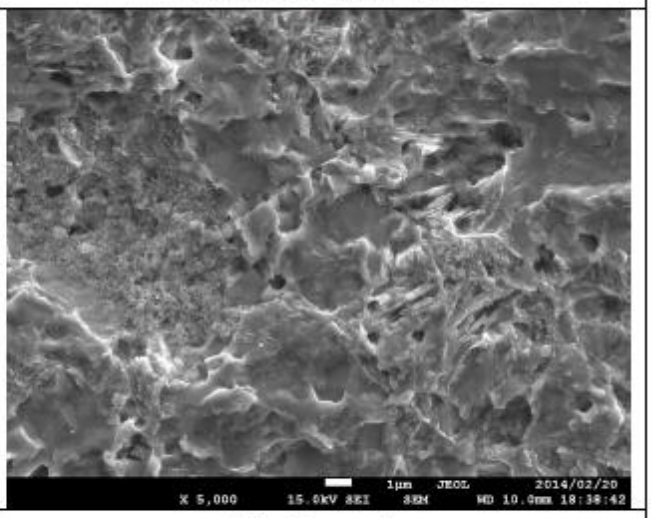
B-6（酸洗時間　30sec）　x500



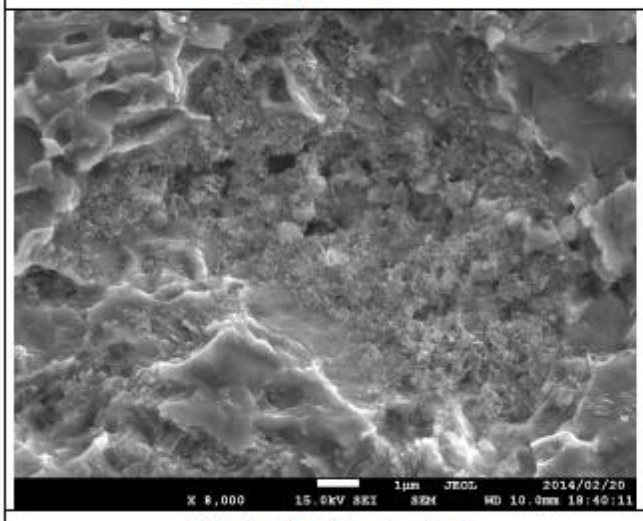
B-6（酸洗時間　30sec）　x1000



B-6（酸洗時間　30sec）　x2000



B-6（酸洗時間　30sec）　x5000



B-6（酸洗時間　30sec）　x8000

表面酸化物

図 67.17　表面 SEM 像（B-6　酸洗時間 30sec）

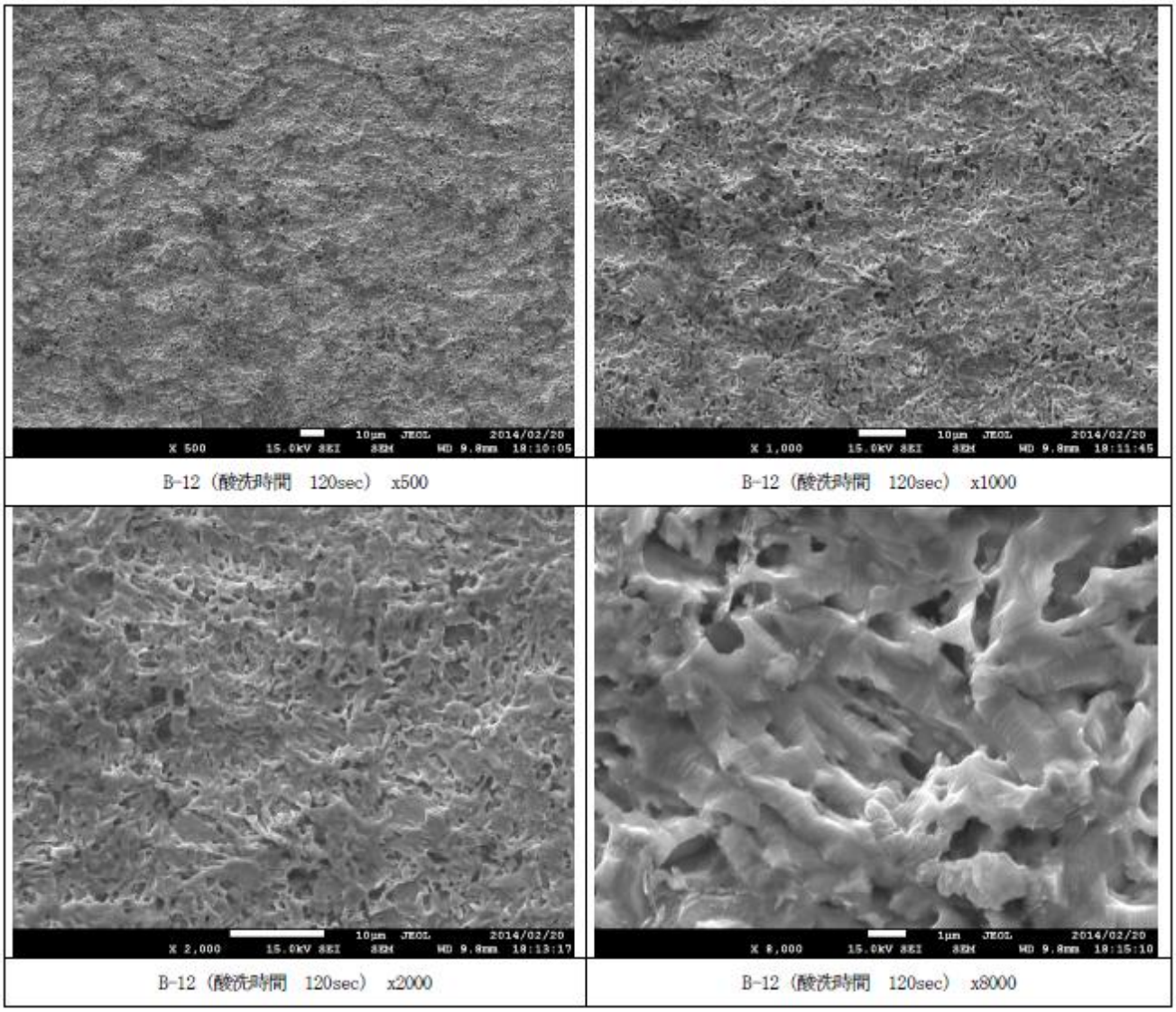


図 67.18　表面 SEM 像（B-12　酸洗時間 120sec）

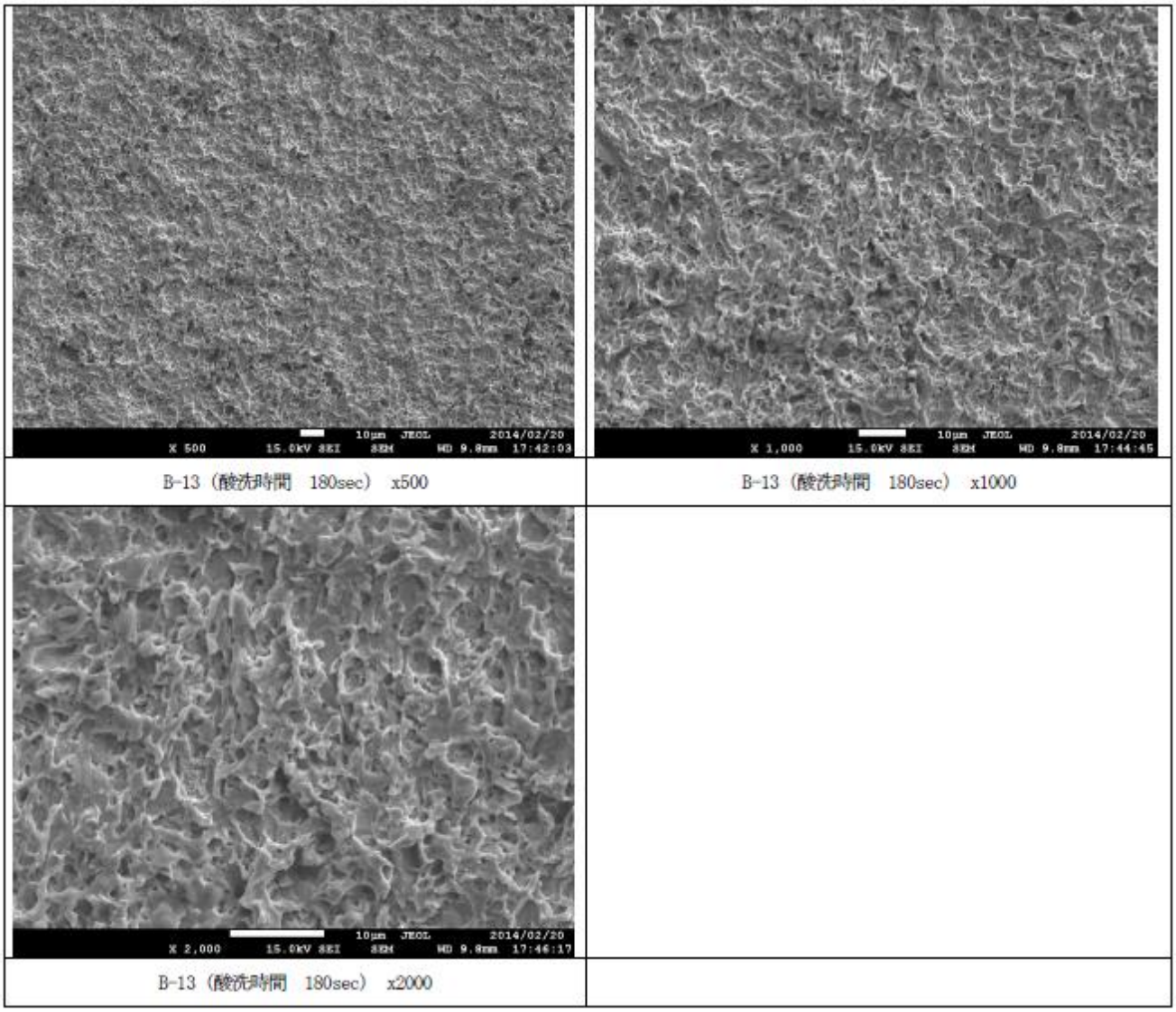


図 67.19　表面 SEM 像（B-13　酸洗時間 180sec）

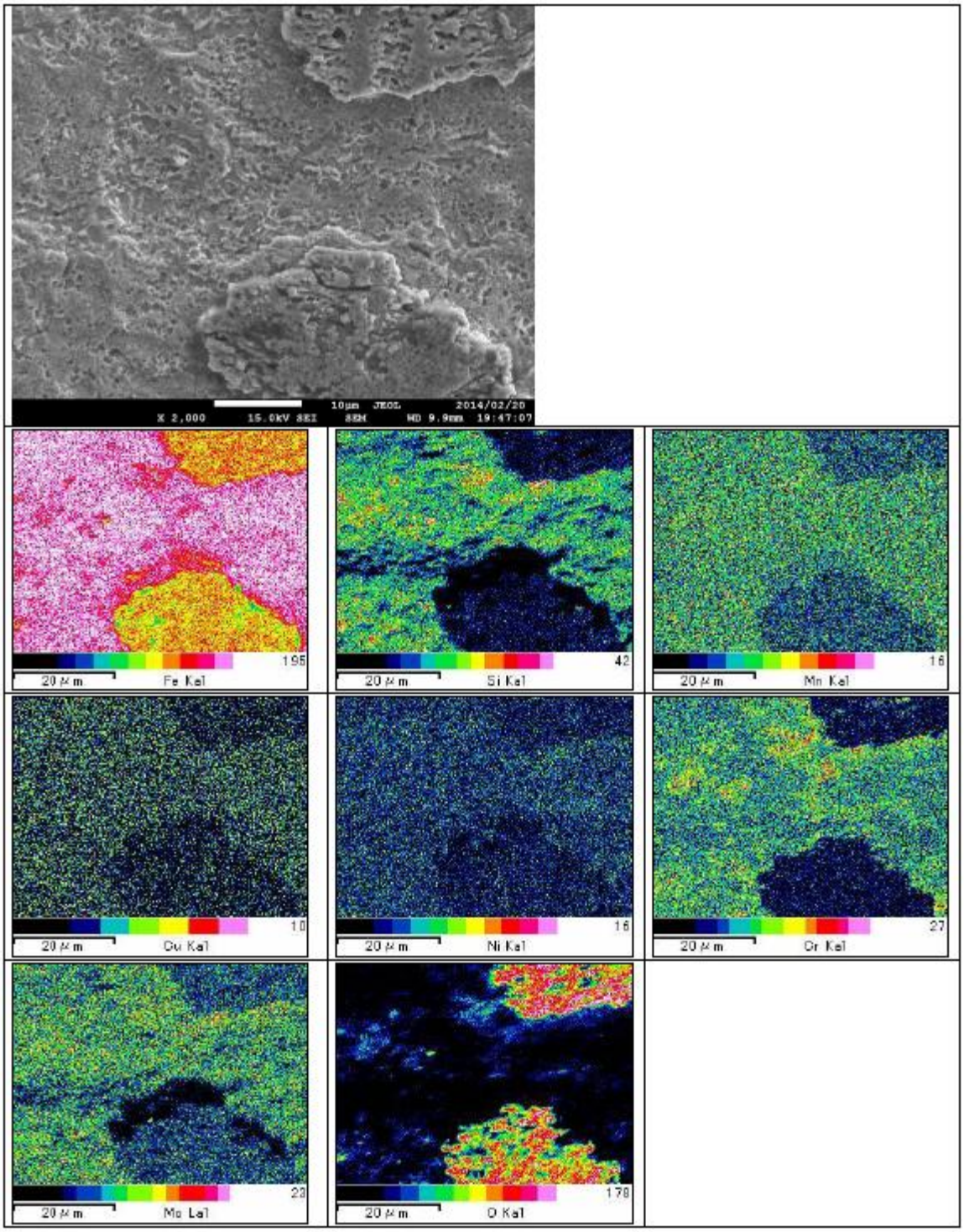


図 67.20　B-1 サンプル　残存スケールとスケール剥離面のマッピング分析

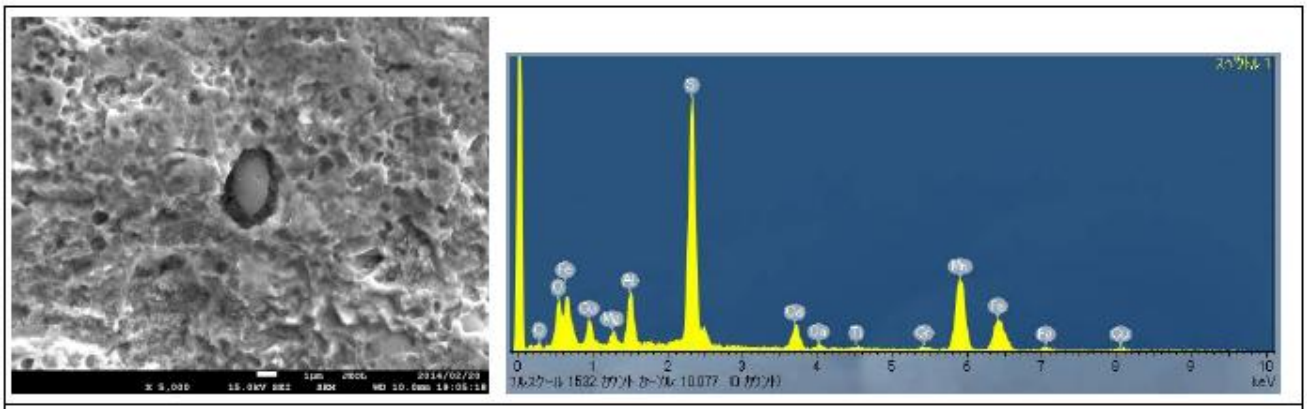


図 57.21　B-2 サンプル表面介在物

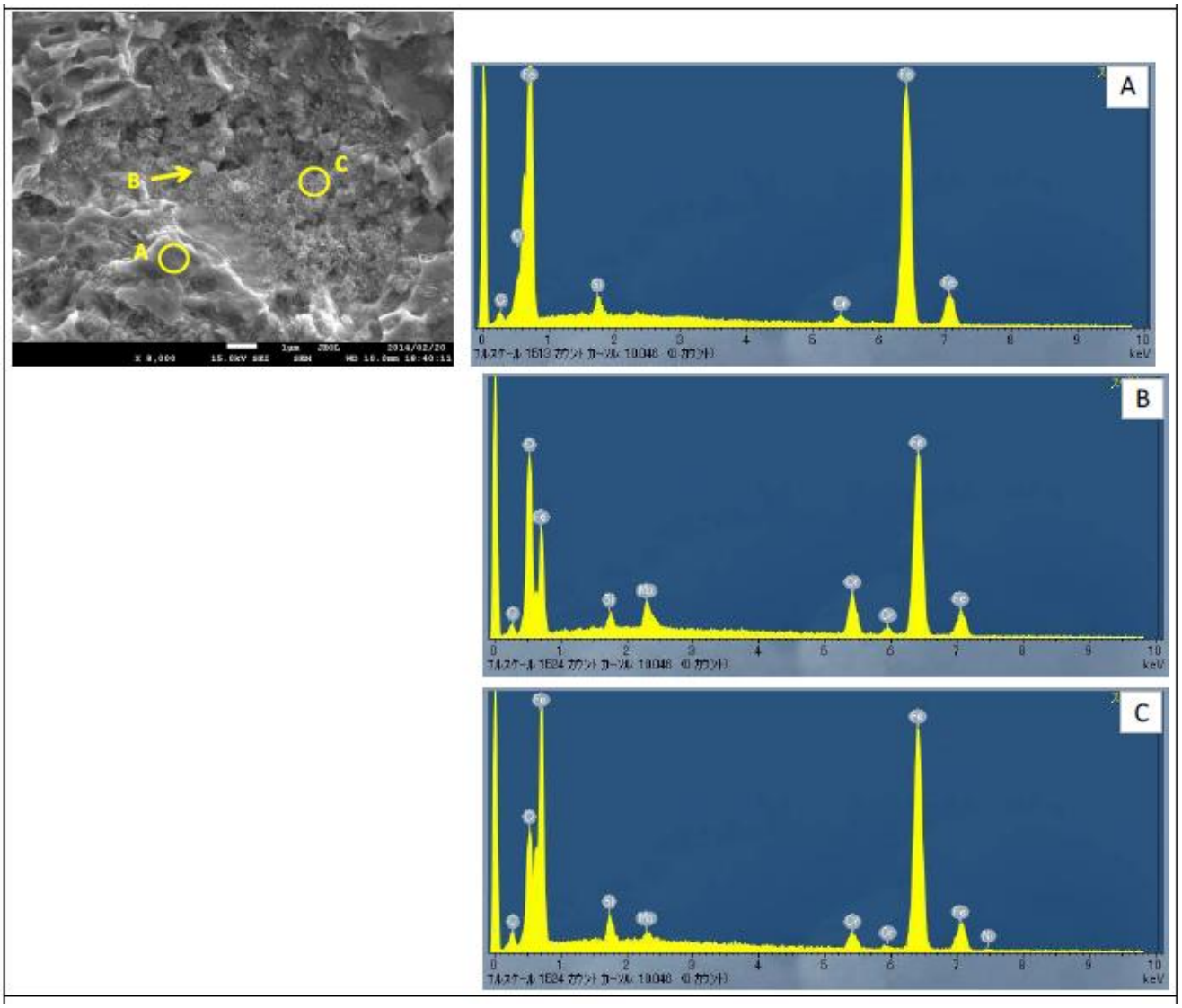


図 67.22　B-6 サンプル表面の定性分析

(c)粗さ計による測定値の比較

レーザー顕微鏡による表面粗さ測定に続き、一般的に用いられている JIS 法に基づく触針式粗さ計での粗さ測定を行った。レーザー顕微鏡との比較を図 67.23 に示す。図 67.24 の SEM 像の通り、酸洗時間に比例して表面の凹凸は激しくなり、粗さは大きくなるが、測定方法の違いにより、結果に差が出る。

図 67.25 をみると、触針跡は 50μm ほどあり、酸洗による表面の粗さの変化や 50μm より小さな凹部は分からないと考えられる。今後の表面性状の評価方法に検討の余地がある。

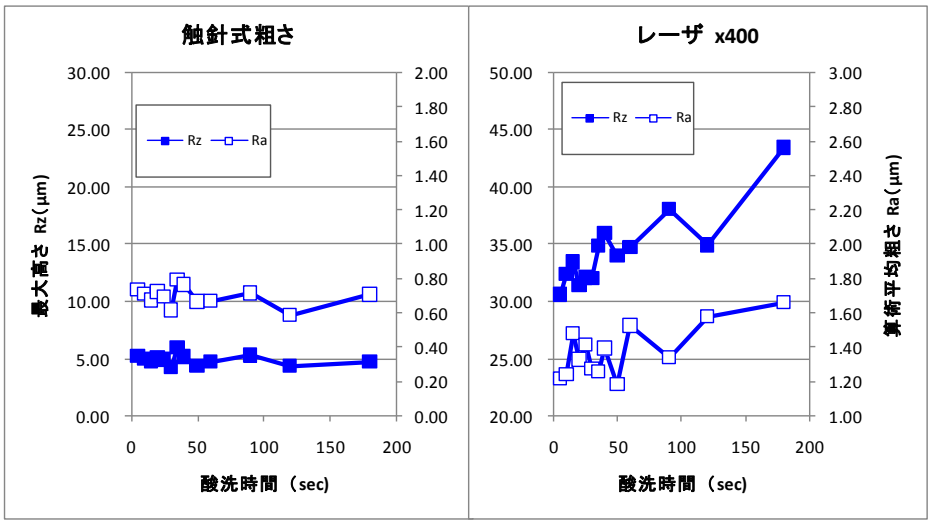
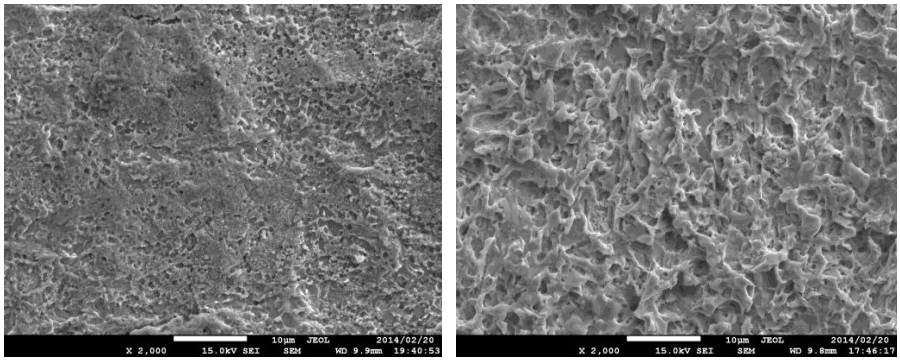


図 67.23　触針式粗さ計とレーザー顕微鏡との比較



酸洗時間:5sec　　酸洗時間:180sec

図 67.24　表面 SEM 像（5sec と 180sec）

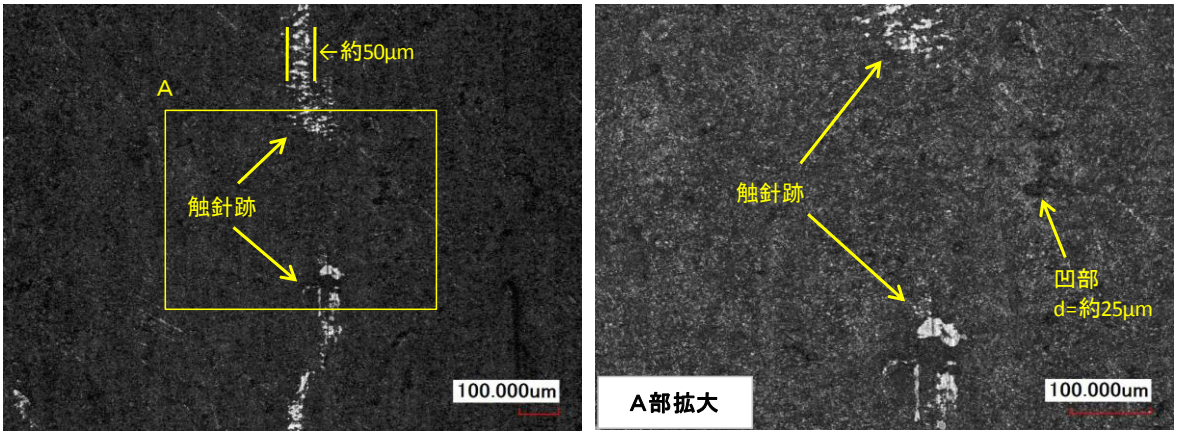


図 67.25　触針跡の観察

(d)高炉材との比較

レーザー顕微鏡 x400 による表面粗さ測定によって比較高炉材の粗さ測定を行った。表 67.6 に示す。また、本試作材と比較した SEM 写真を図 67.26～28 に示す。

比較高炉材の表面粗さは、試作材に対して、Ra で約 1/2、Rz で約 1/4 程度である。今回、試作材は手酸洗で酸洗を行っており、スキンパスによる圧下が加わっていないため、数値は単純には比較できないが、将来の実機酸洗に向けての課題となる。

表 67.6　粗さ測定結果

比較高炉材 JSH440W 2.0mm	x400					
	Ra-1	Ra-2	Ra Ave.	Rz-1	Rz-2	Rz Ave.
	0.68	0.70	**0.69**	7.46	8.36	**7.91**

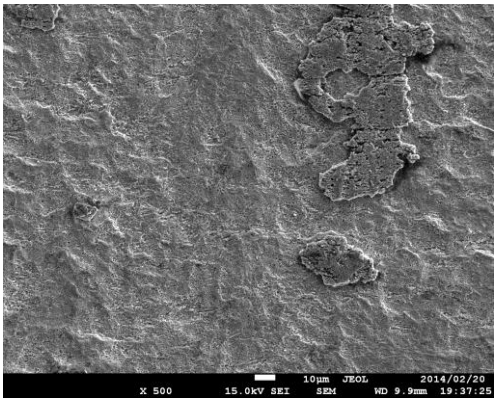
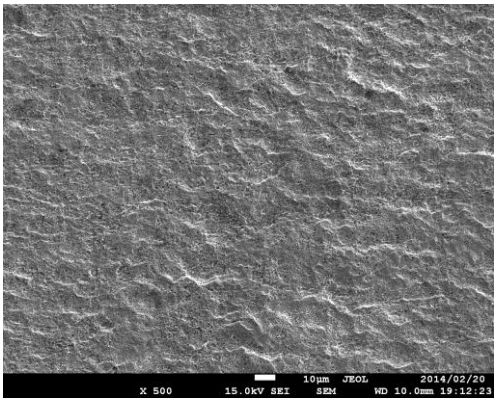
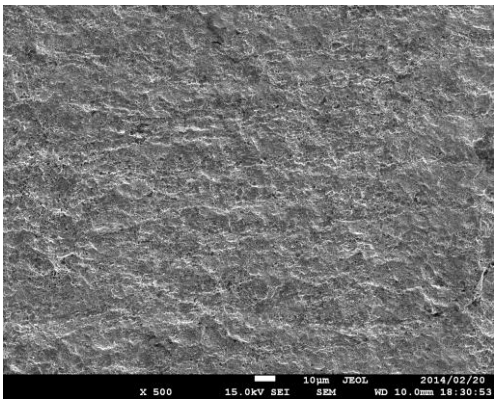
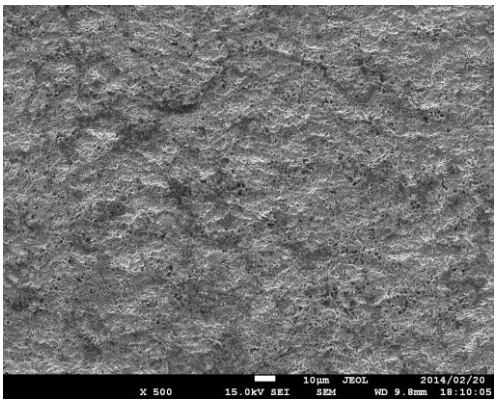
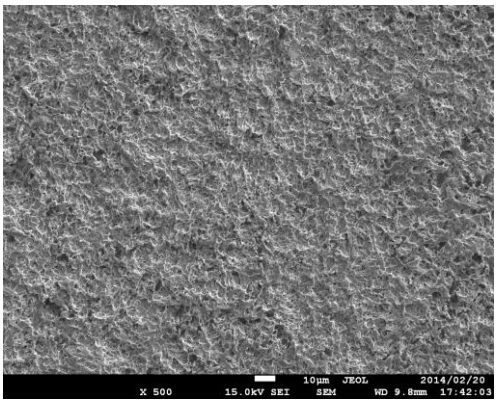
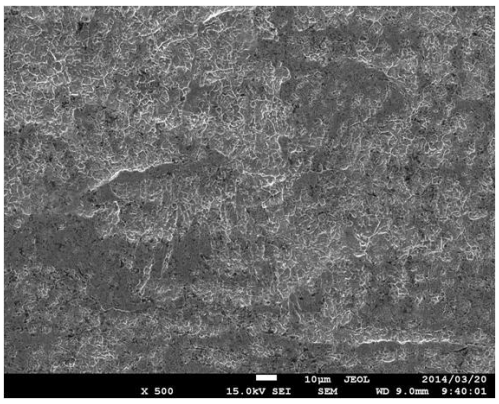
	
B-1（酸洗時間　5sec）　x500	B-2（酸洗時間　10sec）　x500
	
B-6（酸洗時間　30sec）　x500	B-12（酸洗時間　120sec）　x500
	
B-13（酸洗時間　180sec）　x500	比較高炉材　x500

図 67.26　粗さ比較 x500

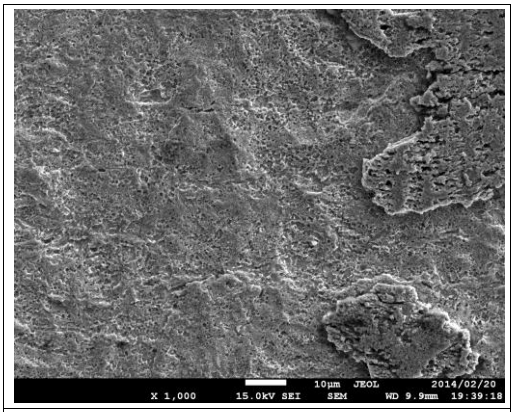
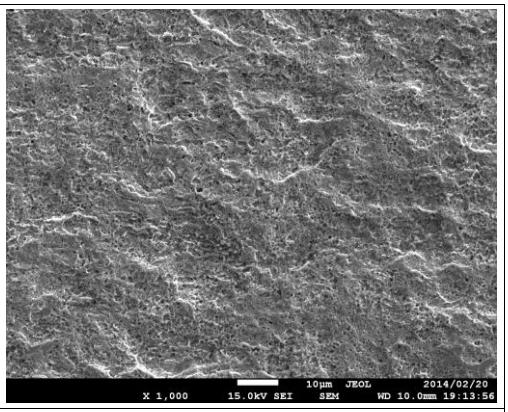
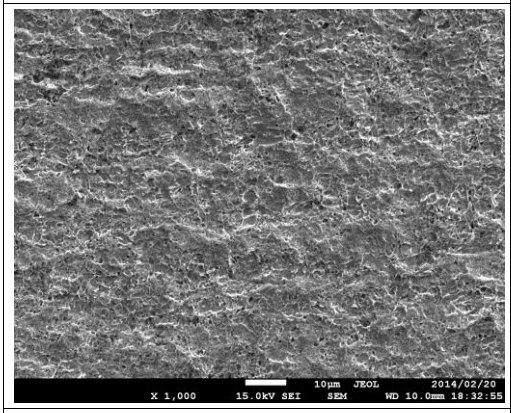
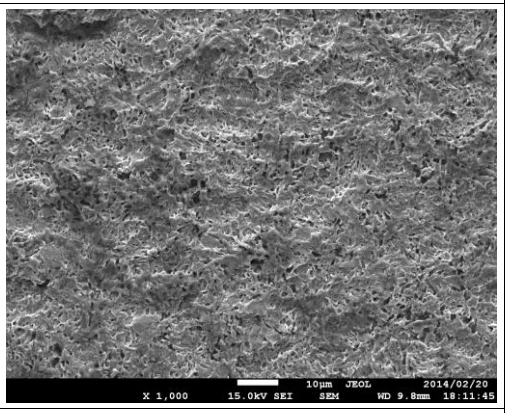
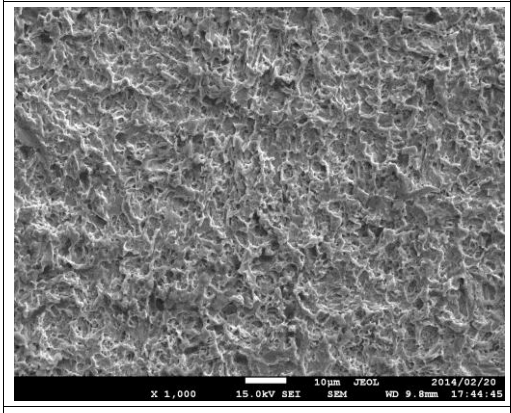
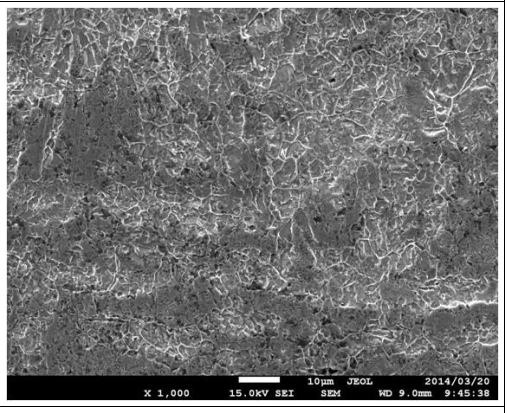
	
B-1（酸洗時間　5sec） x1000	B-2（酸洗時間　10sec） x1000
	
B-6（酸洗時間　30sec） x1000	B-12（酸洗時間　120sec） x1000
	
B-13（酸洗時間　180sec） x1000	比較高炉材　x1000

図 67.27　粗さ比較 x1000

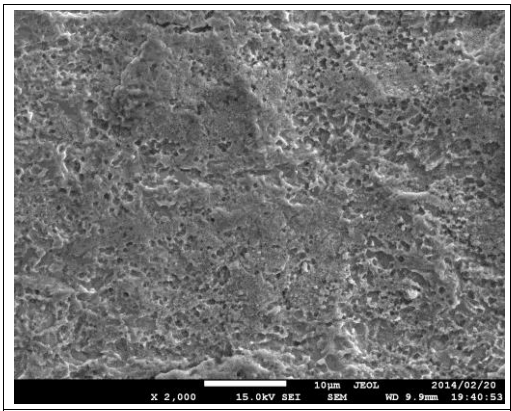
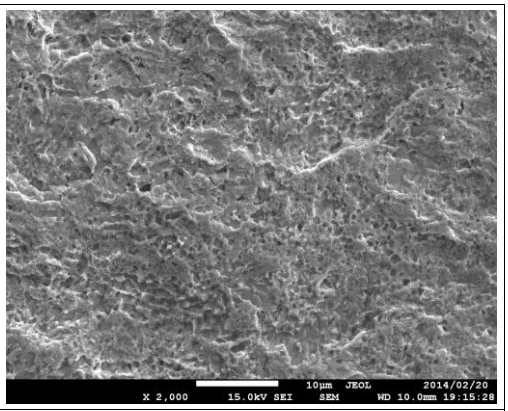
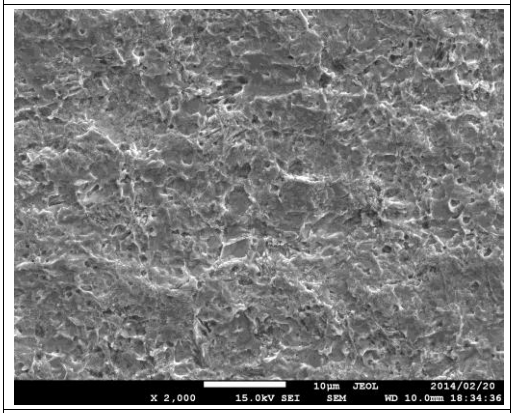
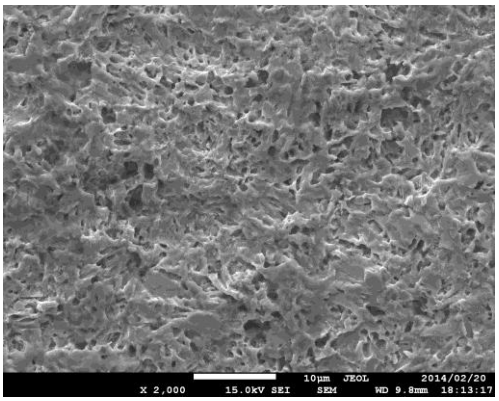
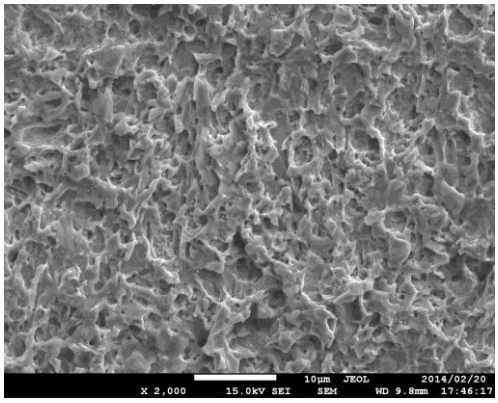
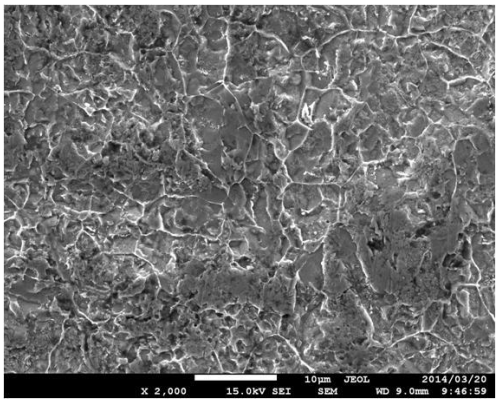
	
B-1（酸洗時間　5sec）　x2000	B-2（酸洗時間　10sec）　x2000
	
B-6（酸洗時間　30sec）　x2000	B-12（酸洗時間　120sec）　x2000
	
B-13（酸洗時間　180sec）　x2000	比較高炉材　x2000

図 67.28　粗さ比較 x2000

7. レアメタルの有効活用

本試作では１成分の溶製しか行なっていないが、今後、品質（ベイナイトの生成条件最適化）とコスト（合金元素の添加量の削減、スクラップ配合の最適化）のために、より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、ラボにて試験溶製と試験圧延を行った。

7.1 ラボ溶製・ラボ圧延

(1)ラボ溶製

980MPa 高強度高延性の下部ベイナイト組織を作り、Si：1.0%、Cr：1.0%、Mo：0.30%をベースとして、表 7.1 に示す通り、Si、Cr、Mo を変化させた成分を目標成分として溶製した。

表 7.1　ラボ溶製の目標化学成分

FY	目標	成分（wt%）									
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
2012	A1	0.070	0.85	1.40	0.015	0.003	0.30	0.10	0.15	Tr.	Tr.
2012	B	0.190	1.00	0.40					1.00	0.30	
2012	C		1.15								
2012	D		1.30								
2012	E		1.45								
2013	F	0.195	1.25						1.25		
2013	G		1.50						1.50		
2013	H		1.00						1.25		
2013	I		1.25						1.00		
2013	J		1.50						1.00		
2013	K		1.00						1.50		
2013	L		1.25						1.25	0.25	
2013	M		1.50						1.50		
2013	N		1.00						1.25		
2013	O		1.25						1.00		
2013	P		1.50						1.00		
2013	Q		1.00						1.50		

FY	目標	成分（wt%）									
		Nb	Ti	T-Al	Sol.Al	Sn	Pb	B	Ca	O	N
2012	A1	Tr.	Tr.	0.030	-	0.015	Tr.	Tr.	Tr.	成行き	0.0040
2012	B										
2012	C										
2012	D										
2012	E										
2013	F										
2013	G										
2013	H										
2013	I										
2013	J										
2013	K										
2013	L										
2013	M										
2013	N										
2013	O										
2013	P										
2013	Q										

(2)ラボ圧延

溶製後、ラボ圧延機にて圧延を行った。

7.2　品質確認

(1)化学成分

成分分析結果を、表 7.2 に示す。

ラボ溶製は、狙い通りの成分の鋼塊が得られた。

表 7.2　溶製成分分析結果

FY	実績	成分 (wt%)								
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
2012	A1	0.071	0.85	1.40	0.016	0.0032	0.30	0.11	0.15	<0.01	<0.005
2012	B	0.193	1.00	0.42	0.017	0.0031	0.30	0.11	1.00	0.30	<0.005
2012	C	0.192	1.16	0.42	0.017	0.0029	0.30	0.11	1.00	0.31	<0.005
2012	D	0.192	1.33	0.41	0.017	0.0028	0.30	0.11	0.99	0.30	<0.005
2012	E	0.191	1.44	0.42	0.017	0.0030	0.30	0.11	0.99	0.31	<0.005
2013	F	0.197	1.25	0.42	0.016	0.0023	0.32	0.10	1.24	0.30	<0.005
2013	G	0.194	1.50	0.41	0.017	0.0028	0.32	0.10	1.49	0.30	<0.005
2013	H	0.195	0.96	0.41	0.014	0.0026	0.32	0.10	1.23	0.30	<0.005
2013	I	0.195	1.27	0.41	0.015	0.0033	0.32	0.10	1.00	0.30	<0.005
2013	J	0.202	1.49	0.42	0.017	0.0035	0.32	0.10	1.00	0.30	<0.005
2013	K	0.195	1.01	0.42	0.016	0.0026	0.32	0.10	1.49	0.30	<0.005
2013	L	0.192	1.29	0.42	0.017	0.0023	0.32	0.10	1.24	0.24	<0.005
2013	N	0.197	1.49	0.42	0.017	0.0034	0.32	0.10	1.49	0.25	<0.005
2013	M	0.196	1.00	0.42	0.016	0.0034	0.32	0.10	1.25	0.24	<0.005
2013	O	0.196	1.23	0.41	0.016	0.0031	0.32	0.11	0.99	0.24	<0.005
2013	P	0.192	1.52	0.42	0.017	0.0023	0.32	0.10	1.00	0.25	<0.005
2013	Q	0.198	0.99	0.41	0.016	0.0025	0.32	0.10	1.50	0.25	<0.005

FY	実績	成分 (wt%)									
		Nb	Ti	T-Al	Sol.Al	Sn	Pb	B	Ca	O	N
2012	A1	<0.005	<0.005	0.033	0.032	0.015	<0.001	0.0001	<0.0005	0.0010	0.0037
2012	B	<0.005	<0.005	0.033	0.032	0.015	<0.001	<0.0001	<0.0005	0.0007	0.0040
2012	C	<0.005	<0.005	0.033	0.032	0.016	<0.001	<0.0001	<0.0005	0.0007	0.0040
2012	D	<0.005	<0.005	0.034	0.033	0.015	<0.001	<0.0001	<0.0005	0.0008	0.0038
2012	E	<0.005	<0.005	0.031	0.030	0.014	<0.001	0.0001	<0.0005	0.0006	0.0042
2013	F	<0.005	<0.005	0.033	0.031	0.015	<0.001	<0.0001	<0.0005	0.0012	0.0048
2013	G	<0.005	<0.005	0.031	0.029	0.014	<0.001	<0.0001	<0.0005	0.0010	0.0046
2013	H	<0.005	<0.005	0.033	0.031	0.015	<0.001	<0.0001	<0.0005	0.0012	0.0041
2013	I	<0.005	<0.005	0.033	0.031	0.015	<0.001	<0.0001	<0.0005	0.0014	0.0039
2013	J	<0.005	<0.005	0.034	0.033	0.014	<0.001	<0.0001	<0.0005	0.0015	0.0036
2013	K	<0.005	<0.005	0.032	0.030	0.015	<0.001	<0.0001	<0.0005	0.0011	0.0045
2013	L	<0.005	<0.005	0.031	0.029	0.015	<0.001	<0.0001	<0.0005	0.0013	0.0042
2013	N	<0.005	<0.005	0.031	0.029	0.015	<0.001	<0.0001	<0.0005	0.0010	0.0035
2013	M	<0.005	<0.005	0.033	0.032	0.014	<0.001	<0.0001	<0.0005	0.0012	0.0035
2013	O	<0.005	<0.005	0.032	0.031	0.015	<0.001	<0.0001	<0.0005	0.0018	0.0038
2013	P	<0.005	<0.005	0.030	0.029	0.015	<0.001	<0.0001	<0.0005	0.0015	0.0043
2013	Q	<0.005	<0.005	0.032	0.031	0.015	<0.001	<0.0001	<0.0005	0.0012	0.0043

⑵組織観察

Si：1.0%、Cr：1.0%をベースに、Si を増やしたもの、Cr を増やしたもの、Cr,Si を同じ比率で増やしたものを SEM を用いて組織観察を行った。

Cr だけ増やしたものについては微細炭化物の様相が、ベースに比べ良くない。Si だけ増やしたもの及び Si、Cr を同比率で増やしたものについては、微細炭化物の様相が、組織創製のコンセプトと合い、良好な組織と考えられる。Mo を 0.25%に減らしたものは微細炭化物の量が少なく見えた。

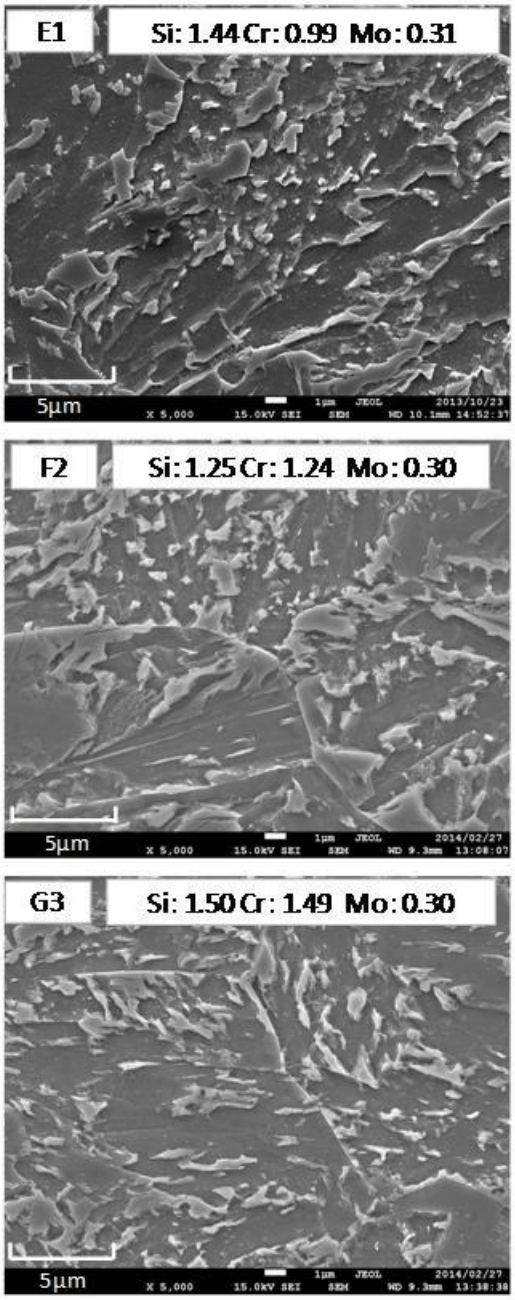


図 7.1　SEM 組織写真（代表組織例）

8. 評価

材料創製の考え方、及び、どのような方策により実現しようとしたのか。更には、その結果が想定通りだったのか否かなど、考え方と検討プロセスを説明の上、結果を総括する。

8.1　目標を達成する為の材料創製の考え方

980MPa 級の高強度と高延性の両立と熱延プロセスで安定した製造性を実現させるため、

- 加工熱処理による前γ粒の細粒化
- 微細γ粒からの下部ベイナイト組織を基地組織とし、
- 下部ベイナイトの炭化物と微細 MA による高ひずみ硬化率の実現（⇒高のび）

を組織創製方針とし、その製造プロセスは以下とした。

- γ域での粗・仕上げ圧延（加工熱処理）（前γ粒径：10μm レベルを狙い）
- 仕上げ圧延～コイル巻き取りまでは急冷し、γ組織のままとし、
- コイル巻き取り後に、ベイナイト変態させる。

組成としては、CCT 線図におけるγ領域の拡大とパーライト生成の抑止、コイル巻き取り温度での安定したベイナイト変態領域が確保出来る成分を選択。

製造プロセスは、独立行政法人　物質・材料研究機構（NIMS）　超鉄鋼プロジェクトの微細結晶粒組織の考え方を、ベイナイト組織を基地組織として応用した。（図 8.1）

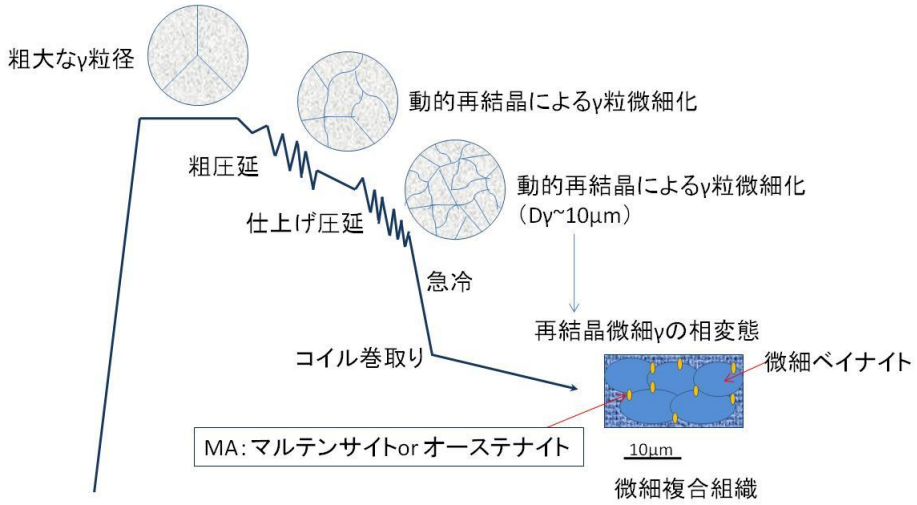


図 8.1　材料創製の考え方(製造プロセス)

8.2　得られた試作材の特性

材料（組成）については、Si-Cr-Mo 系による微細炭化物の析出、再結晶γの安定（粗大化抑制）、パーライト生成の抑制、溶接部靭性を考慮した組成設計とした。（表 8.1）

表 8.1　材料組成

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
	%								
狙い	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**	**0.3**
FY2012 実績	0.182	1.108	0.53	0.029	0.005	0.16	0.11	1.01	0.30
FY2013 実績	0.201	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	
狙い	－	－	0.030	0.015	－	－	－	－	20 (30)	40 (70)
FY2012 実績	0.017	0.007	0.023	0.018	0.010	0.0016	0.0020	0.008	36	78
FY2013 実績	0.013	0.009	0.009	0.019	0.000	0.0026	0.0017			67

圧延は、加工熱処理でのγ粒微細化、仕上げ圧延後、急冷して、コイル巻き取り状態で、微細γ粒からのベイナイト変態のコンセプトと整合することが確認出来た。（図 8.2）

ただし、コイル先端部の水冷が行われていない箇所では、目標の組織は得られなかった。目標とするベイナイト変態温度まで冷却されなかった影響によるものと考える。

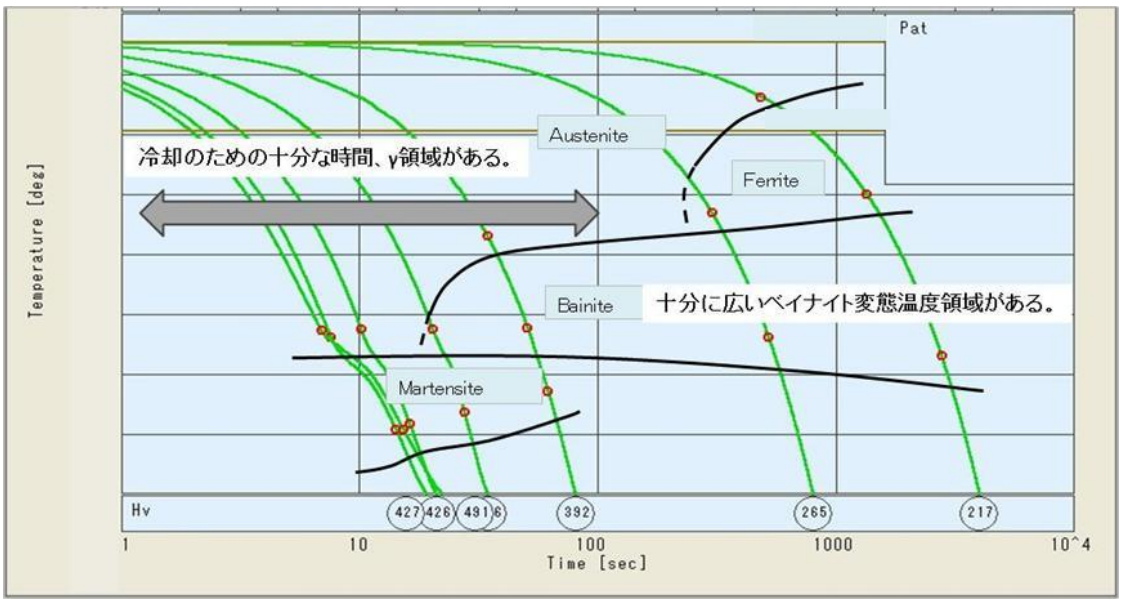
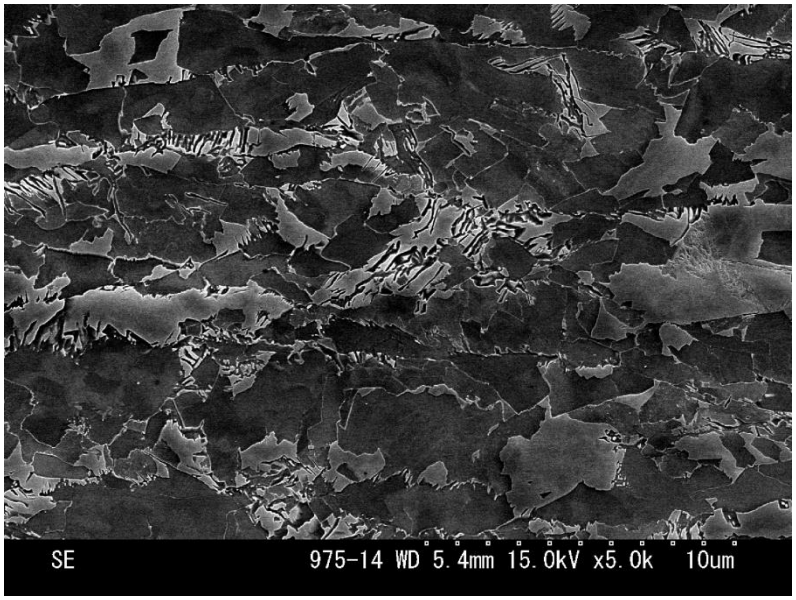


図 8.2　連続冷却曲線

高強度高延性を得られたコイル部位の組織は、2-3μm 程度に母地（ベイナイト相あるいはマルテンサイト相）が微細化され、また、第二相（MA あるいは析出物粒子）の均一分散がみられ、ほぼ想定通りの組織創製が出来た。（図 8.3）

(a)低倍率像



(b)高倍率像

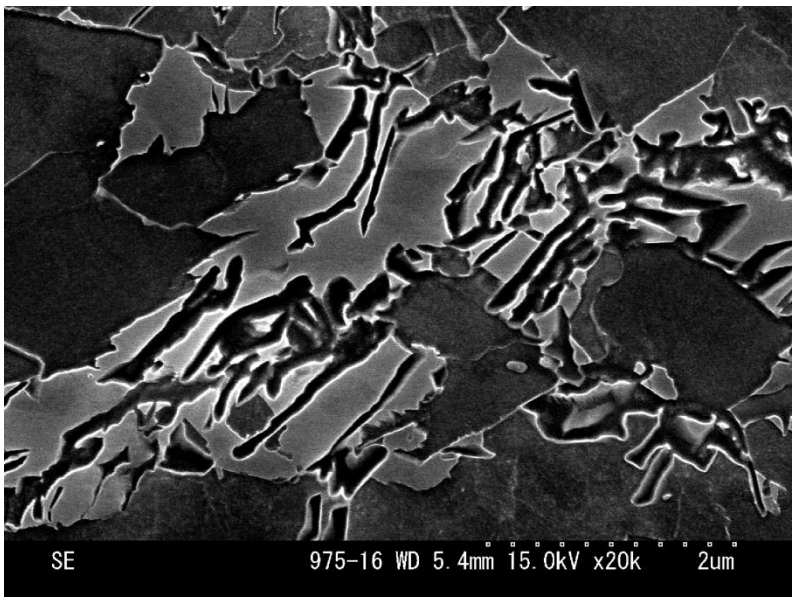


図 8.3　試作材の組織

創製組織した試作材は、狙い通りの圧延温度において、目標値以上の機械的特性が得られた。（図 8.4）ただし、異方性（図 8.5）も見られ、これは仕上温度が設定に対して 50℃程低めであったため、圧下加工γ組織の影響が残ったものと思われる。この異方性については設定温度まで圧延出側温度を上げ、加工オーステナイトを完全再結晶させることで解決すると考えられる。

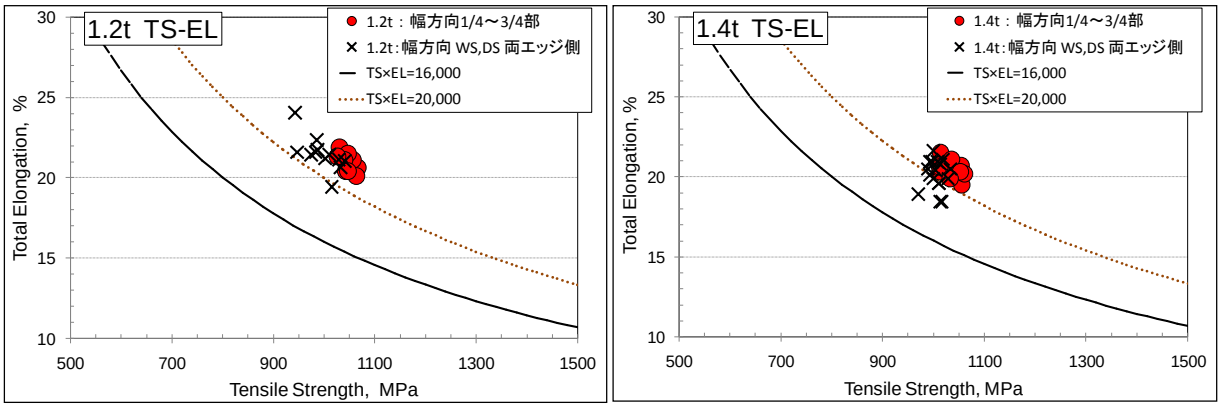


図 8.4　狙い通りの圧延温度における機械的性質のバラツキ

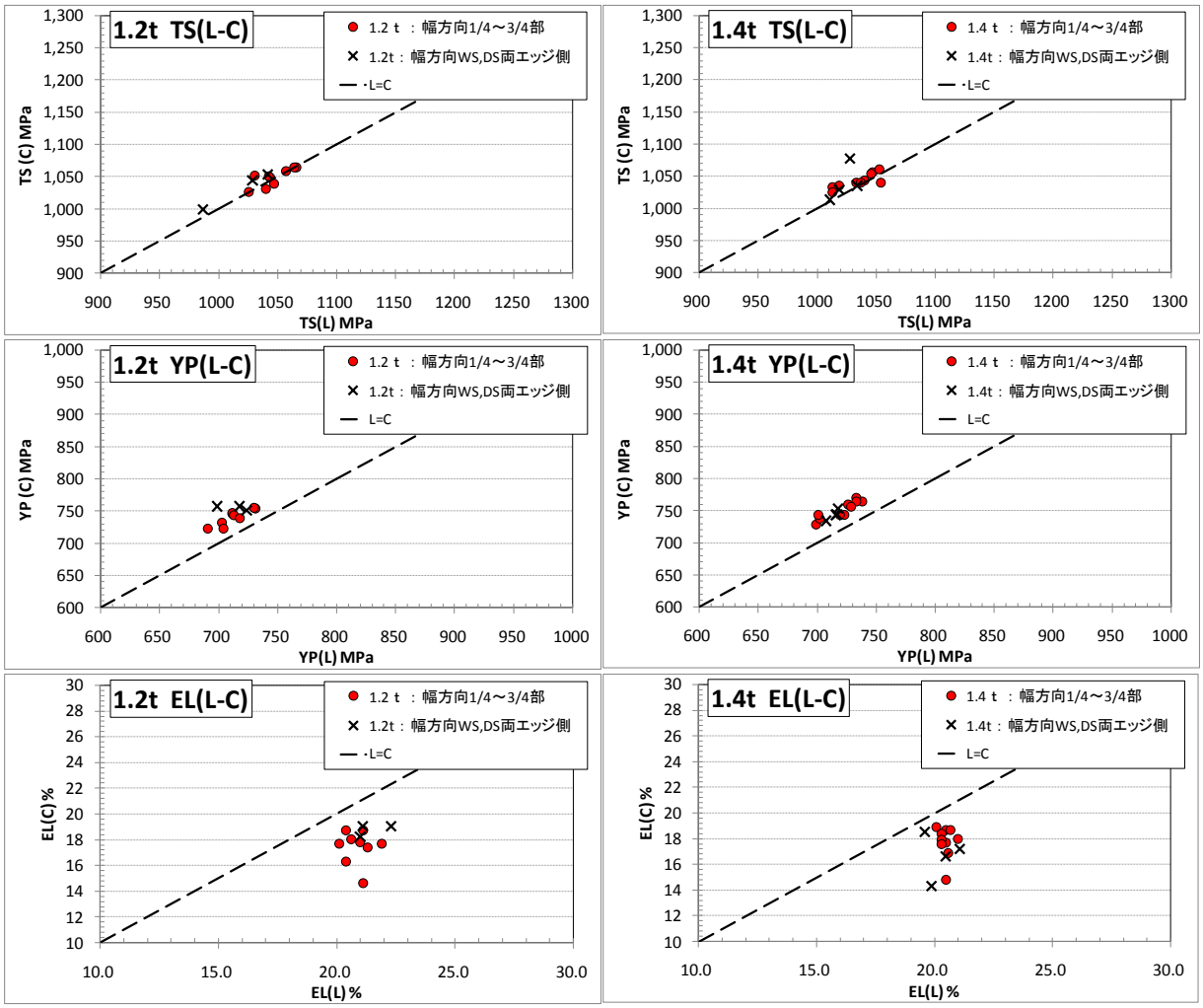


図 8.5　L-C 異方性

本試作における結果をまとめると、

- スクラップ比率 100%かつ、新断ち比率 16%で製造できた。
- 1.2mm の熱延鋼板が製造できた。
- 試作材は、引張強さ TS 590MPa 以上が達成でき、かつ、現行高炉材 980MPa 相当以上の TS×EL が得られた。
- 強度特性は、狙いの圧延温度において安定したものが得られた。
- スポット溶接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、安定的破断モードを示した。
- ハット部材の衝撃試験では、破断を示さず安定座屈モードを示した。
- 遅れ破壊性は鋼板の切断面を形成し、それを 0.1N の塩酸水溶液に浸し切断面観察を行ったが、水素脆化による亀裂発生は確認できなかった。

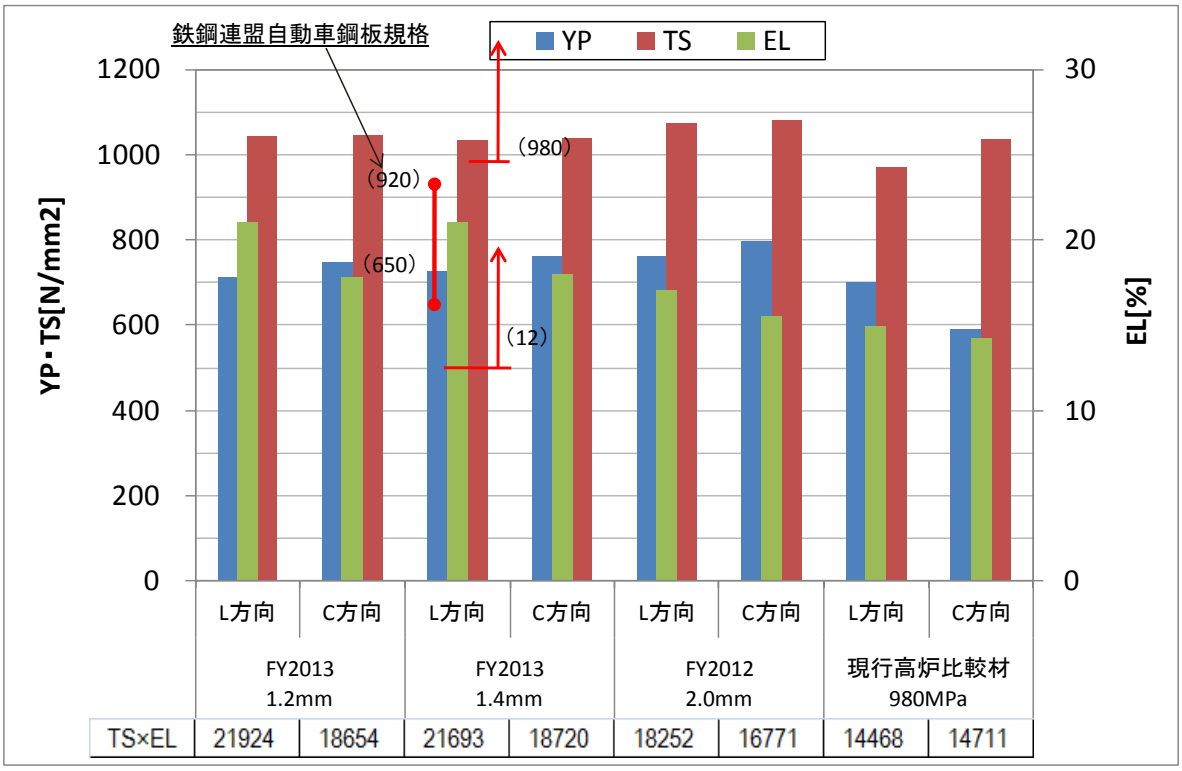
このような組織創製のプロセスにより、980MPa 相当の高強度高延性の自動車用熱延鋼板をスクラップを主原料とする電気炉鋼板から製造することができ、水平リサイクルの実現に近づいた。

9. まとめと今後

9.1 強度特性の自動車用鋼板規格との比較

本試作材の強度特性と昨年度の試作材、及び現行高炉材の比較を図 9.1 に示す。本試作材は、鉄鋼連盟自動車用鋼板規格に対して、尤度をもっていることがわかる。また、昨年度及び現行高炉材と比べても強度特性が優れていることが分かる。

圧延方向・板幅方向の異方性が見られるが、今回のコイル製造条件をみると仕上げ圧延温度が低めとなっており、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考えられる。この異方性は、仕上げ圧延出側の温度を高めにシフトさせ、完全に再結晶させることにより低減できるものと考えている。



※熱延 980 は、鉄連規格が無いため、冷延 980 の規格レンジを記載した。
※図は、平均値を示す。

図 9.1 本試作材と昨年度試作材及び現行高炉材 980MPa 材の比較

電気炉鋼板において、980MPa 材相当の鋼板を製造できることは明らかである。

9.2　今後の課題

(1)　課題と実用化に向けたの取組

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。電炉鋼特有のト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。

(2)　資源性と自動車産業への循環

図 9.2 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。

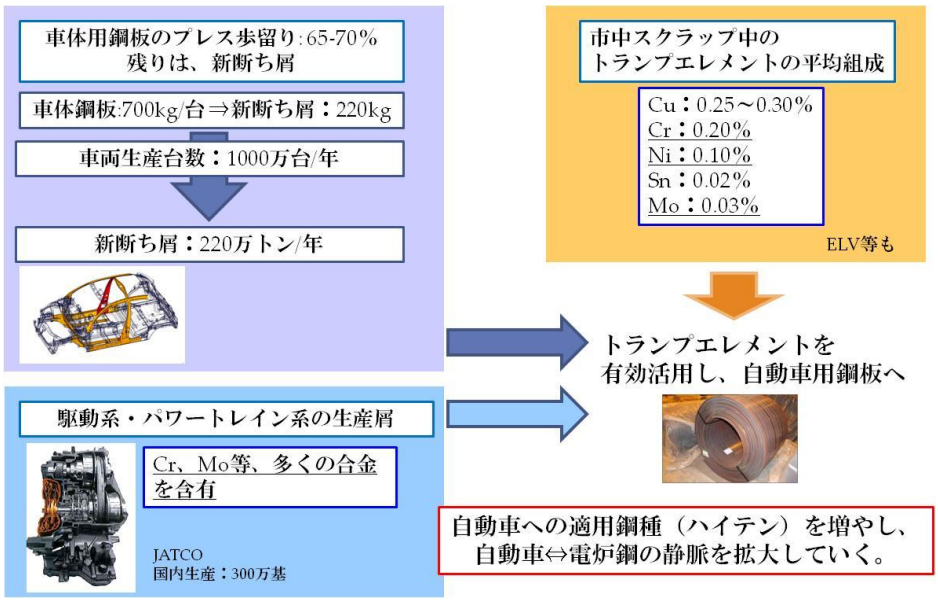


図 9.2　自動車産業への資源循環