

平成 24 年度環境省請負業務

平成 24 年度鉄スクラップの高度利用化調査業務

報告書

平成 25 年 3 月

東京製鐵株式会社

要旨

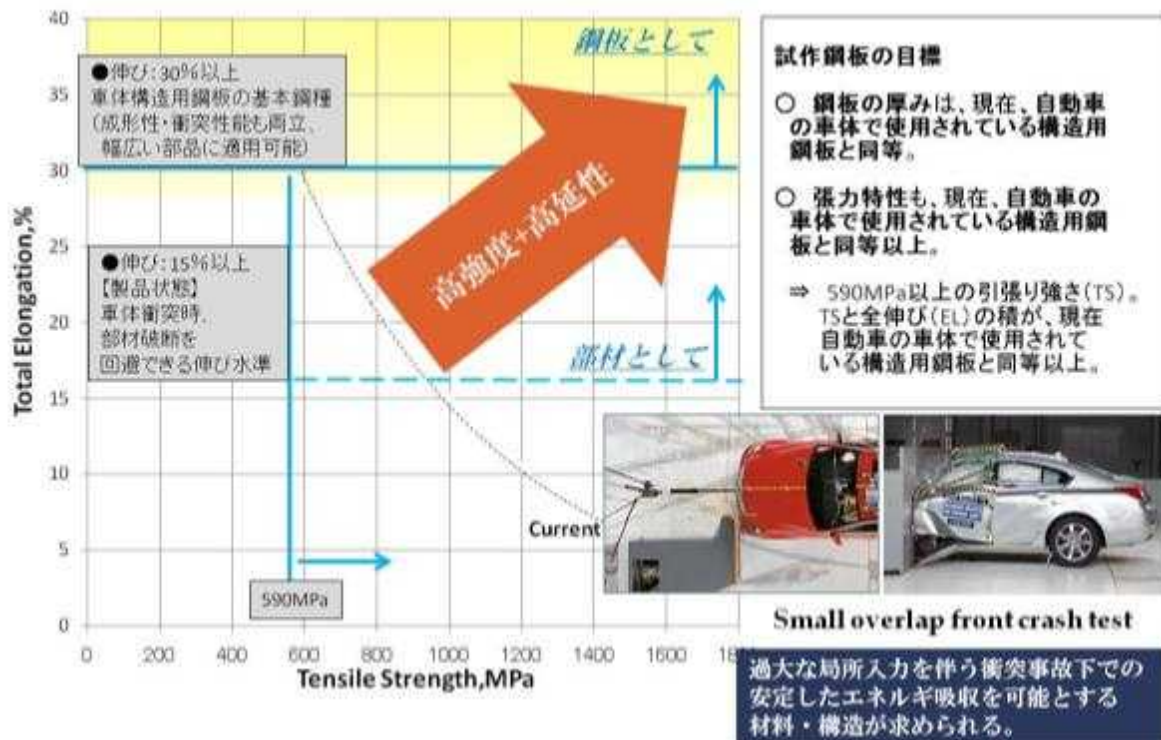
電気炉鋼材は、製造時の消費エネルギーや二酸化炭素排出量が高炉鋼材の 1/4~1/3 である。また、自動車など多様な製品にレアメタルを含む高品質な鋼板が使用されているが、この鉄スクラップを有効に国内で再生・循環させるためには、鉄スクラップを主原料とする電気炉鋼材は最適である。そのため、電気炉鋼材は、循環型社会や低炭素社会の構築には不可欠である。

一般に電気炉鋼材は、1) 化学成分のばらつき、2) Cu 等の不純物は製造性を阻害する、3) 大気中でプラズマ溶解するため鋼材に窒素を多く含む、などと言った技術的な懸念が従来から言われている。また、電気炉で製造した熱延鋼板(電炉鋼板)は高炉材に比べ生産が比較的新しく、まだ自動車用鋼材としては多くは使用されていない。

低級スクラップ中のトランプエレメントや希少金属の活用により高品位電気炉鋼材を再生する技術、高度なプロセス制御による Cu 脆性の無害化・品質バラツキの低減により、市中で使用された老廃スクラップを主原料とした高品質の電炉鋼板の製造が可能となっており、自動車用鋼板に十分適用できるものと考えられる。

本事業では、590MPa クラス以上の高強度熱延鋼板を試作して、その品質について検証を行うことで、鉄スクラップを用いた自動車用の高強度鋼材の製造、鉄スクラップの循環が可能であることを明らかにするものである。

試作目標は、張力特性を現在自動車の車体で実用化されている構造用高張力鋼板 590MPa 級 DP (Dual Phase) 鋼板の引張り強さ (TS) と全伸び (EL) の積 (TS×EL) と同等以上とすることを目標とし、要旨図 1 に目標値とその設定理由とを併せて図示する。現行高炉材は、590MPa-DP 鋼で TS : 600MPa, EL : 27%, TS×EL=16200MPa・%, 980MPa-DP 鋼で TS : 1000MPa, EL : 16%, TS×EL=16000MPa・%が代表的特性であり、(TS×EL) 積でみると 16000 以上であれば、現行高炉材並以上の強度・延性バランスと言え、その積は高いことが望まれる。本試作材の特性目標値は、TS : 1000MPa, EL : 16%以上、(TS×EL) 積 \geq 16000MPa・% を狙いとし、組織・成分設計を行った。尚、試作材の材料創製の考え方と基本製造プロセスは、



要旨図 1 試作鋼板の目標設定

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: $10\mu\text{m}$ 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り実機にてコイル試作を行った。このクラスの高延性高張力鋼板の製造プロセスとしては、極めてシンプルであり、製造ロバスト性にも優れると考えられる。

鉄スクラップ(使用比率 70%以上)を原料とし、鉄スクラップを電気炉に投入する方法により、自動車の車体で使用される薄鋼板と同等の厚みの鋼板を試作した。試作規模は、溶製した湯から、11本のスラブを製造(153トン)し、製造条件出しに使用後、3本のスラブを使って3コイルの実機製造の試験圧延を行った。3コイルの内、1本目はコイル巻き取り温度が狙い値より大きく外れ(低温側)、2、3本目は、狙いより低い巻き取り温度になったものの、想定内の条件で圧延出来た。2本目は板厚 2.3mm、3本目は板厚 2.0mm の試作であり、各種特性評価は、車体適用領域に入る 2.0mm のコイルに対して実施した。このコイル幅は 950mm、全長約 600m である。得られた特性、知見に基づき、本調査業務を総括していくこととする。

本試作材の目標組成と成分実績

成分は、要旨表 1 に示す Si-Cr-Mo 系とし、熱延でのコイル巻き取り温度にて下部ベイナイト組織が主組織となる成分構成とし、微細な炭化物析出によるひずみ硬化率の高ひずみ領域までの持続性やスポット溶接部の熔融部凝固部及び HAZ 部靱性を確保する観点などから、成分を決定した。目標の成分値に対して、Cu は目標の約 1/2 であるが、それ以外の成分は目標通りの結果になっている。Cu が低い値になったのは、新断層の配合比率が 50% を占めたことによる。残りの鉄源は、国内ヘビー層である。Cu 含有量が目標から外れたことによる組織創製方針への影響は見られなかった。尚、当社過去実績の国内ヘビー層の限界使用比率は 100% で、ヘビー 100% の場合は Cu : 0.35% 程度である。Cu は熱間脆性起因元素であるが、当社ではその対応技術は既に保有している。新断層の配合比率が増すことによって Cu 含有量は減少することになる。

要旨表 1 材料組成

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	
	%									
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	0.3	
製鋼	0.182	1.108	0.53	0.029	0.005	0.16	0.11	1.01	0.30	
スラブ	0.181	1.074	0.52	0.029	0.005	0.15	0.10	1.01	0.30	
製品	0.193	1.091	0.45	0.025	0.005	0.14	0.06	0.98	0.33	
	V	Nb	Sn	Pb	B	Ca	Ti	Al	O	N
	%								ppm	
目標値			0.015					0.030	20 (30)	40 (70)
製鋼	0.017	0.007	0.018	0.010	0.0016	0.0020	0.008	0.023	36	78
スラブ	0.017	0.006	0.017	0.000	0.0016	0.0010	0.008	0.022	21	76
製品	0.011	0.004	0.012	0.001	0.0019	0.0011	0.007	0.023	36	68

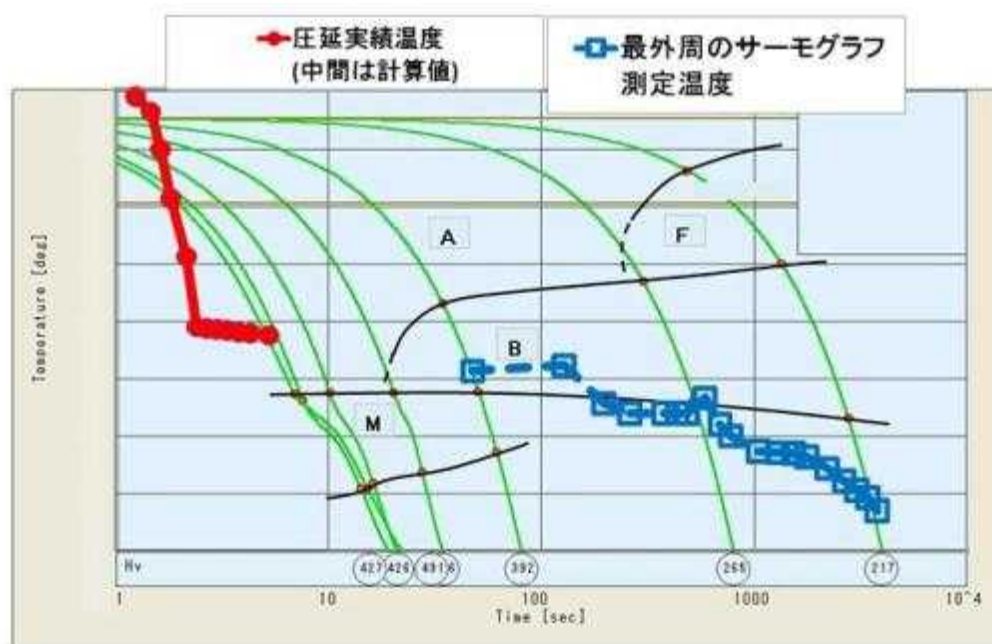
※ x.xx 目標とする成分値を示す。その他の成分は通常の製造範囲とした。

[mass%]							
Sc	Y	La	Ce	Pr	Nd	Sm	Eu
<0.001	<0.001	<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001

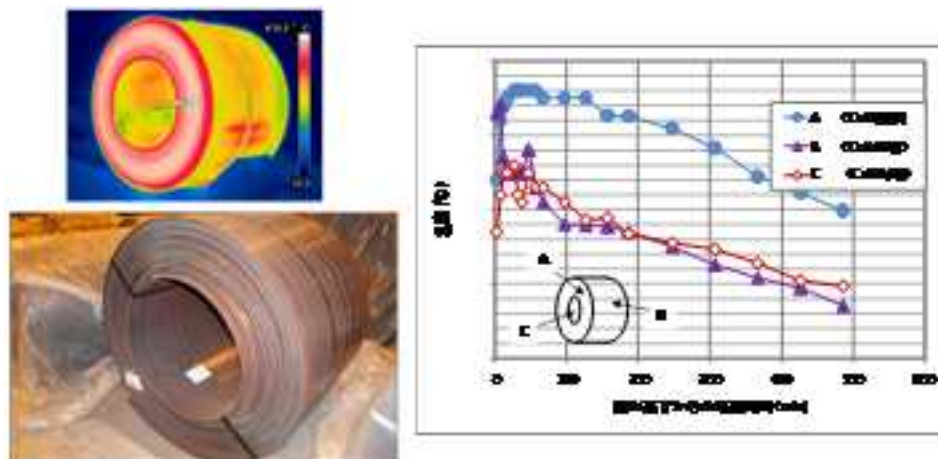
Gd	Tb	Dy	Ho	Er	Tm	Yb	Lu
<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001

実機試圧コイルの製造条件実績 (t=2.0mm コイル)

目標範囲内で製造出来た t=2.0mm コイルの仕上げ圧延後の冷却実績を CCT 線図に重ね合わせて要旨図 2 に示す。仕上げ圧延での動的再結晶等により γ 粒を微細化した後に冷却を行い、狙い通りに、ベイナイト変態領域でコイル巻き取りが出来ていることが推察できる。図中の測定温度はコイル外周部を測定したものであるが、コイル内部はこれより高く、ベイナイト領域を通過して冷却されたものと思われる。要旨図 3 には、コイル巻き取り後のコイル外側の温度を測定したものであるが、巻き取り完了後から約 50 分の時点で変態潜熱によるものと思われる温度上昇がみられ、かなりの長時間にわたって高温状態に等温的に保持されたことが伺える。



要旨図 2 CCT 線図上のコイル冷却実績



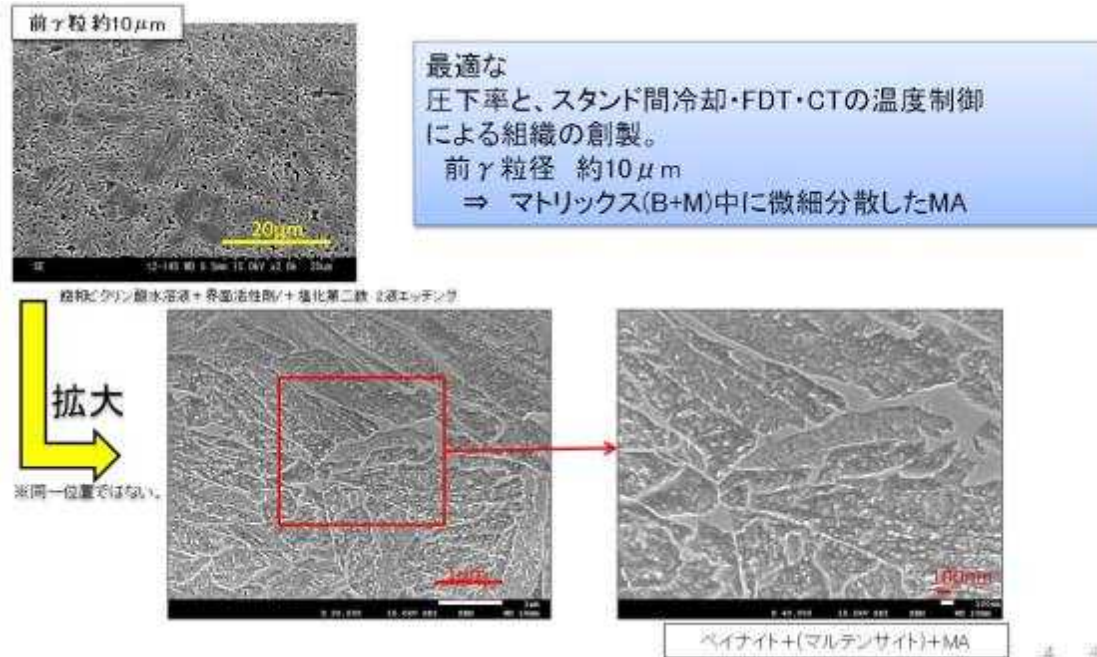
要旨図 3 圧延後のコイル冷却実績

得られた微細結晶粒と組織

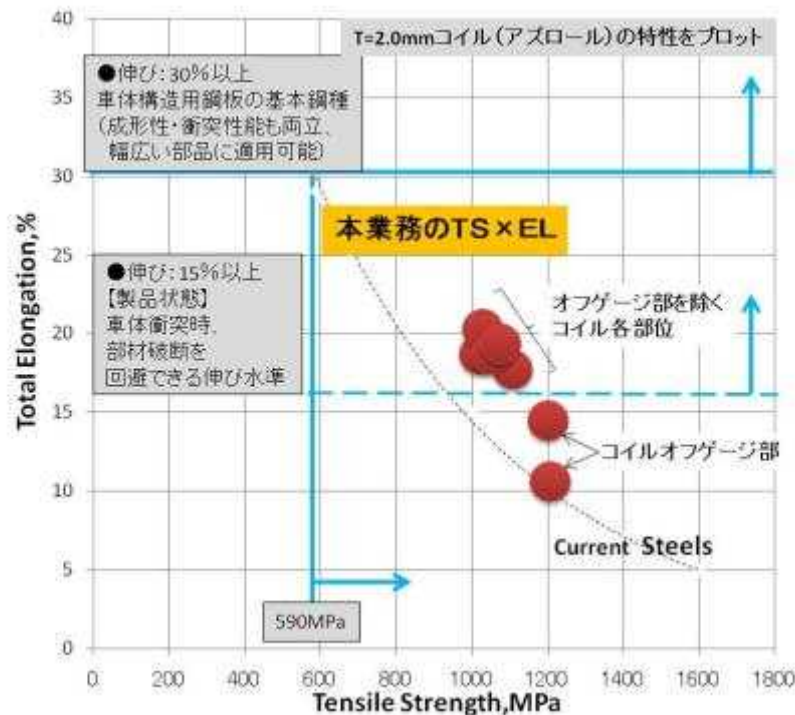
本試作にあたっては、熱延プロセスでの加工熱処理による微細結晶粒化 (γ 粒径: $10\mu\text{m}$ レベル) を組織創製方針としたが、実際に要旨図 4 に示すように前 γ 粒径: 約 $10\mu\text{m}$ の微細ベイナイト組織が得られた。

目標特性と実績

想定した条件範囲で製造出来た $t=2.0\text{mm}$ のアズロールのコイルについて、その機械的特性を要旨図 5 に示す。また、コイル全長（約 600m）の各部位の特性と製造条件（仕上げ圧延出側温度、コイル巻き取り温度）との関係を要旨図 6 に示す。まず、強度-伸びの関係では、コイル先端と尾端のオフゲージ部（通常製品にしない）では、TS: 1200MPa、オフゲージ部を除く部位では、およそ 980~1150MPa の範囲で現行車体鋼板より良好な強度-伸びバランスを示すこと、また安定した特性が得られたことが確認された。



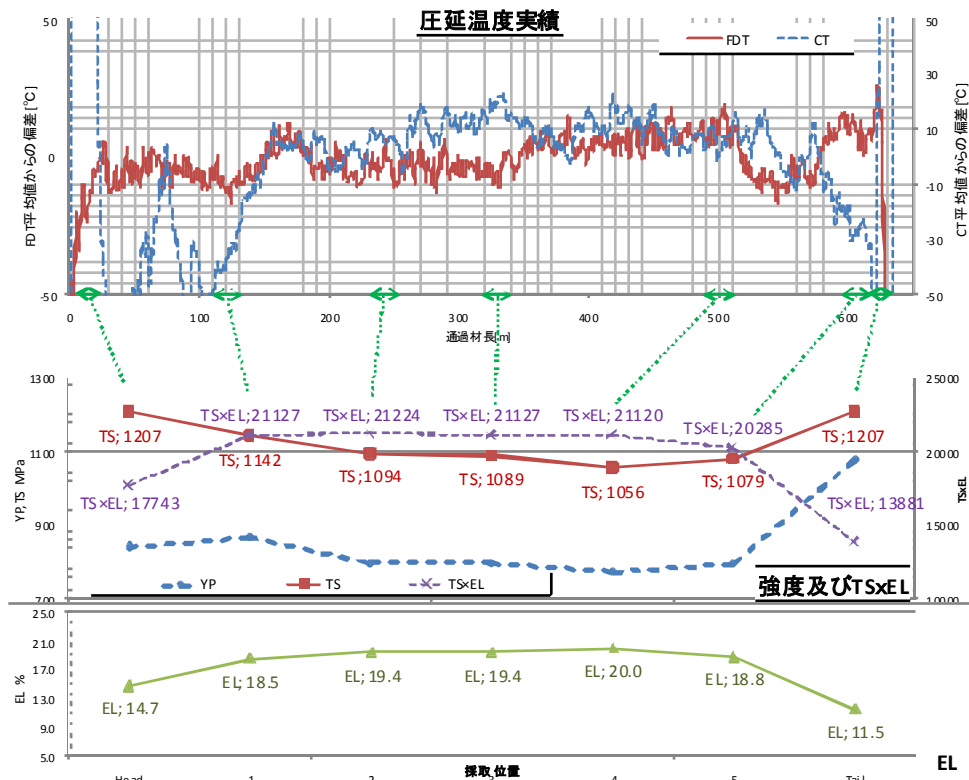
要旨図 4 得られた微細結晶粒と組織



要旨図 5 試作鋼板の機械的特性

この図では製造条件と特性の対応をみる事が出来るが、コイル巻き取り温度 (CT) は目標からの変動の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ていることが確認された。また、(TS×EL) 積はオフゲージ部を除くと 20000 以上あり、現行高炉材の 590-DP や 980-DP に対して大きく上回ることがわかった。今回得られた特性を鉄鋼連盟自動車用鋼板規格に照らすと、980MPa 材低降伏比型は、規格が $TS \geq 980\text{MPa}$, $EL \geq 12\%$, $Yp \geq 650\text{MPa}$ であり、本試作材は規格を十分に満足することがわかる。

強度：980MPa クラスで且つ (TS×EL) 積 $\geq 20000\text{MPa} \cdot \%$ の材料で、本試作材の組織・製造プロセスの材料は、自動車用鋼板としては、世界的に未だ実用化されていない。



要旨図 6 圧延温度実績と機械的性質

車体用鋼板としての重要特性

車体用高張力鋼板の材料として、あるいは車体としての重要品質特性としてスポット溶接性がある。高張力化していくとスポット溶接性は低下傾向を示すこと、しかしながら、車体が安定した衝突性能を持つには、スポット溶接継ぎ手が安定的強度を持ち得ることが必要であり、接合部の破断形態としてはボタン抜け等が望まれるケースが多い。高張力鋼板の開発はスポット溶接性能の開発の側面を持つ。本試作材では、スポット溶接条件を最適化し、 $t=2.0\text{mm}$ コイル材のスポット溶接部強度試験で、破断形態がボタン抜けすることが確認された。その時の溶接条件でのタクトタイムは 0.7sec 程度であり、現行の車体量産条件範囲内である。

車体用鋼板としての他の諸特性

自動車への適用時の各種利用特性の評価を実施し、その結果一覧を要旨表 2 に示す。特に現行高炉材と比較して問題となる特性はみられなかった。

要旨表 2 各種利用特性評価一覧

評価内容		適否	備考
金属組織	目標組織(ベイナイト、MA)	○	目標組織が得られている。
	結晶粒細粒化(前 γ 粒径:10 μ m)	○	目標前 γ 粒径が得られている。
	偏析	△	板厚中央部に偏出帯が多く認められる。製造条件の調整により、改善は可能。
機械的性質	TS	○	現行高炉980MPa材と同等以上
	EL	○	↑
	TS×EL	○	↑ (現行高炉590MPa材と同等以上)
成形性	穴広げ性	○	現行高炉980MPa材と同等
	エリクセン値	○	↑
	深絞り試験(限界絞り比)	○	↑
	FLD	○	↑
溶接性 (スポット溶接性)	TSS	○	JISを満足する
	CTS(破断形態)	○	安定破断モード
ハット部材の 衝撃特性	衝撃特性 (静的圧潰)	(○)	静的圧潰試験で、接合部破断の改善を確認。
耐食性	SST(塩水噴霧試験)	○	腐食減量、問題無し。
	CCT(複合サイクル腐食試験)	○	クロスカット腐食、問題無し。
	SDT(塩温水浸漬試験)	○	クロスカット腐食、問題無し。

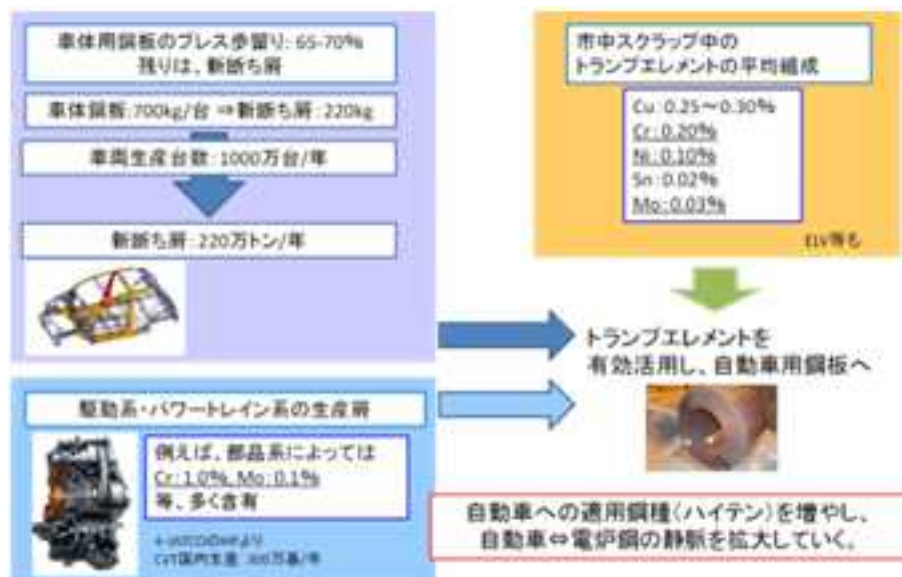
資源性と自動車産業への循環

本試作材は、鉄源は 100%鉄スクラップであるが、品種は、国内ヘビー層と新断屑でその割合は、50：50 であった。試作にあたって新断屑を 50%投入した理由は、試作チャンスが限られていることから成分の中率を上げたいということであるが、今後、自動車事業への参入を考えた場合の資源性や循環性について整理しておきたい。要旨図 7 に自動車産業で発生するスクラップと市中スクラップの事業化を想定した場合のフローが示してある。

車体用鋼板は、車一台あたり約 700k g 使用される。プレス成形の歩留りが 65-70%であり、残りが新断屑となる。この新断屑を電炉鋼会社が引き取り、自動車用鋼板にリサイクルして自動車会社に納めるという資源循環を考えると、単純にはスクラップフロー分が、車体への供給量ポテンシャルに相当することになる。自動車会社と電炉鋼会社が直接鉄スクラップと鉄製品をフローさせると、スクラップ市場価格変動の影響を受けにくい資源と製品の循環が成り立つ。

当社においては、前述した通り、新断屑を前提としない老廃スクラップのみで鋼板製造が可能であるが、自動車発生新断屑の電炉鋼メーカーへの直接フローを軸に考えた場合、更に、鉄源の調達性は安定したものになる。これまでみてきた通り、鉄源の調達性は問題ないこと、しかしながら、電炉鋼メーカーにとっては、適用可能鋼種を拡大し製品循環先を十分に持つことが大きな課題であることは明らかである。今後、車体用鋼板の高張力化への対応を考えた場合、スクラップ中には高価な合金元素 (Cr, Ni, Mo, Cu 等) 含有しており、これらを活かすことが出来る状況に電炉鋼メーカーはある。

当社実績では、市場購入スクラップが平均的に含有する合金組成にて、極僅かな成分調整のみで 440MPa 材を製造できており、自動車の求める高張力化には強度 440MPa をベースに考えれば良く資源的に有利な状況にあると言える。尚、今回の試作では国内ヘビー屑を 50% 使用しているが、スクラップ業者を認定し、検収規格により受け入れ検査を確実に実施することにより、安定した質のスクラップを入手出来ることが過去の実績よりわかっている。また、自動車由来のスクラップには特徴的な合金元素を含有するものが数多くある。今回の試作にあたっては、Cr、Mo 等は活用しているが、これらの更なる効率的な活用は今後の課題である。



要旨図 7 本件相当のグレードのスクラップの入手性と競争力

全体を通して

今回の鋼板試作を通して、以下を確認、あるいは実証出来た。

- ・連続鋳造時の偏析の問題はあるものの、現行高炉材：強度 980MPa、及び 590MPa 級鋼板に対して同等以上の強度－伸びバランスの材料を量産設備で試作することが出来た。
- ・その特性は、コイル全長にわたり安定しており製造性を兼ね備えていることがわかった。
- ・重要な利用特性であるスポット溶接性についても、基本的な品質特性は兼ね備えていることが確認出来た。
- ・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ことは認められなかった。

以上の結果より、本試作材は、上記偏析は量産化検討の中で十分解決出来るものと考えられ、その解決により更に特性は向上すると考えられることから、今後の車体用鋼板実用化のベースになり得るものと考えられる。鉄源としては、100%スクラップであり、その品種構成は国内ヘビーと新断ち屑を 50：50 で使用した。当社の場合、新断屑を前提とする必要はないが、その利用は、今後自動車会社との生産発生屑を直接的に使用する場合、更なる鉄源の安定調達に繋がってくるものと考えられる。

次年度以降解決すべき課題

車体用鋼板は、2000年頃から590-DP鋼の本格採用が始まり、780-DP、980-DP鋼と高張力鋼板の使用比率を拡大し続けている。2013年には冷間プレス用鋼板として1.2GPa材までが実用化されようとしている。このような車体の高張力鋼板化の流れに対応するものとして、今回の試作材は実用化のベースになると考えられる。実用化の為の今後の課題を以下に示す。

材料機能に関する課題

- 1) 今回の試作材仕様をベースに、材料機能と合金含有量・合金コストの最適化をめざす。
(例えば、更なるCrの効果的利用、高価なMoによる機能を低廉元素での代替検討等.)
- 2) 熱延・薄板コイル化の実現
車体用鋼板の高張力化に伴う薄板化へ対応する。本試作は板厚 $t=2.0\text{mm}$ までのコイル試作であったが、板厚 $t=1.4$ 以下の量産化技術を開発する。
- 3) 強度－延性バランスの強度展開と向上
・ $(\text{TS} \times \text{EL})$ 積を更に向上させ、適用部品を拡大をめざす。
- 4) めっき鋼板化(防錆鋼板仕様)
上記電炉鋼板の防錆
めっき鋼板化を図る。

スクラップ・含有元素に関する課題

- 5) スクラップ品種構成最適化と生産性に関する課題
鉄源として新断屑を前提としないが、自動車会社発生屑の直接流通は更に原料の安定調達に寄与すると共に、自動車関連屑特有の含有合金の活用が期待出来る。
 - ・自動車由来のスクラップには合金元素構成として特徴ある鋼材が多量に使用されている。スクラップミックスによる更なる価格競争力向上の検討を行う。
 - ・ELVの全部利用をすることによる鉄原料コストの低減と原料安定調達性の検討、また付随する生産課題の検討を行う。

実用化に向けた技術課題の実施と今後の計画(案)について

第一段階として、上記課題1)と2)をセットにして次年度以降から検討着手し、2020年までに自動車への実用化を実現させたい。

第二段階として、第一段階の達成目途を確認の上、上記課題3)と4)の検討を着手することとしたい。

上記課題5)は、鉄源に関する全鋼板製造に共通する課題であるが、上記第一段階、及び第二段階における自動車会社との連携を考慮しながら進めることとしたい。

尚、上記課題4)と5)の達成には、設備投資が必要となることが考えられる。

Summary

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

Traditionally, concerns about electric arc furnace steel generally have been technological issues, such as 1) non-homogenous chemical composition, 2) inclusion of copper and other contaminants that impair manufacturability, and 3) inclusion of large amounts of nitrogen in the steel from the open-air plasma melting process. In addition, because hot rolled flat steel manufactured by electric arc furnace mills is a relatively new product compared to that produced by blast furnace mills, it is not yet used to a great extent in automobile production.

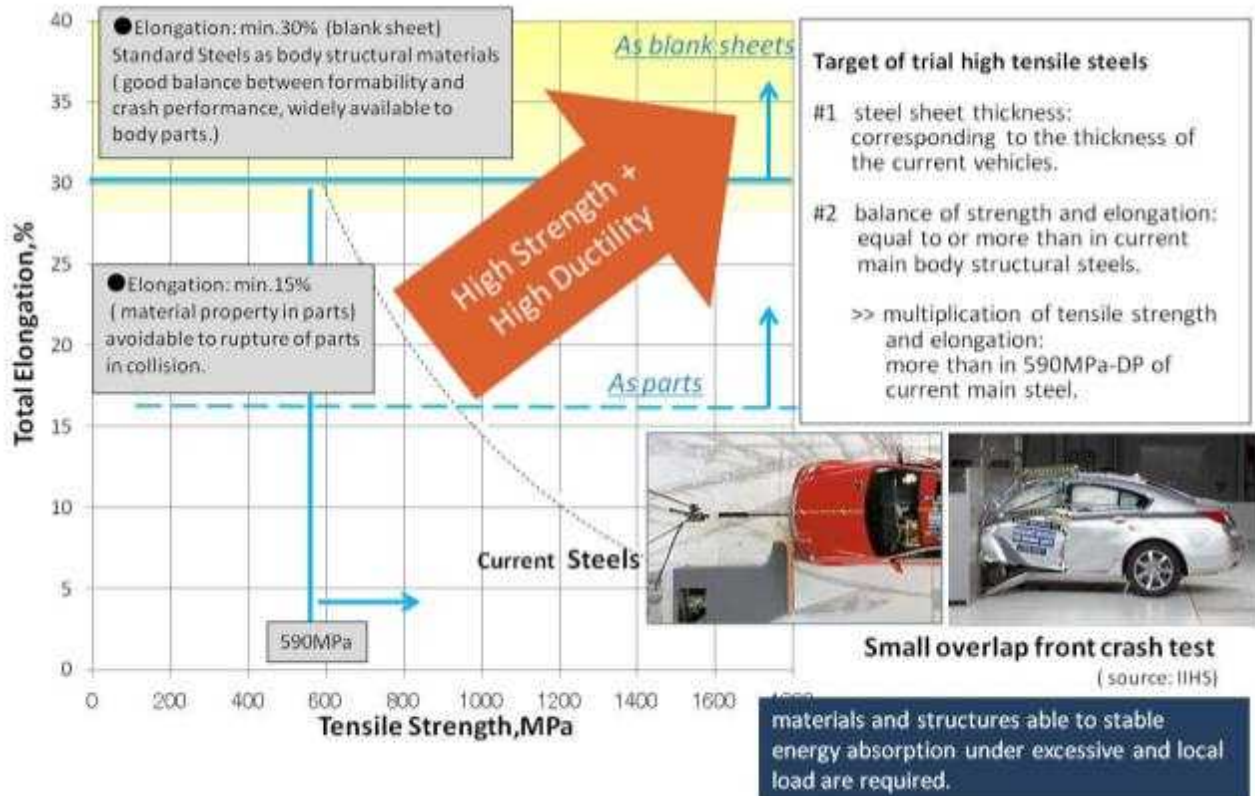
However, electric arc furnace mills can now manufacture high-quality steel sheet using waste scrap obtained from the scrap market as the main raw material. This has been made possible by technology that enables the production of high quality steel materials through the application of tramp elements or 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.

In this study, we manufactured high-strength hot rolled flat steel of 590 megapascals (MPa) class or higher on a trial basis. By verifying its quality, we proved that it was possible to manufacture high-strength steel products for use in automobiles from steel scrap and that it was possible to recycle steel scrap in this manner.

The target of the trial manufacturing was to produce steel with the same or higher tension characteristics of 590 MPa-class high-tension structural steel sheet currently used in the bodies of automobiles. The tensile strength (TS) and elongation (EL) product (TS x EL) of the prototype was measured against that of the 590 MPa class dual phase (DP) steel produced by a blast furnace.

Summary Chart 1 below shows the targeted TS-EL product curve and the reasons for setting the targeted values. The tension characteristics of blast furnace steel are represented by 590 MPa-DP steel with TS of 600 MPa, EL of 27%, and TS x EL = 16200 MPa% and 980 MPa-DP steel with TS of 1000 MPa, EL of 16%, and TS x EL = 16000 MPa%. In terms of the TS x EL product, it can be said that a product of 16000 or greater indicates a balance of tensile strength and ductility equivalent to currently used steel materials and that the higher the product figure the better. Our study was structured and designed to achieve targeted tension characteristics of TS of 1000 MPa, EL of 16% or more, and TS x EL \geq 16000 MPa%.

The concept for the creation of materials for the trial manufacture and the basic manufacturing process were taken from the Ultra Steel Project led by Japan's National Institute for Material Science (NIMS). Structure manufacturing technology based on fine grains developed by the NIMS-led project was 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) producing the prototype coil using actual manufacturing machinery by winding the material into coils of steel within the γ range and achieving bainite transformation. The manufacturing process is extremely simple for such a class of high ductility and tensile steel, and also excels in robustness.



Summary Chart 1: Targets Set for Trial Steel Sheet Manufacture

The main material for the prototype was steel scrap (70% or more). It was melted in an electric arc furnace and made into thin steel sheet of the same thickness as that used in automobile bodies. The scale of the trial included producing 11 slabs (153 metric tons) from the smelting bath, and three slabs that met manufacturing conditions were used for the trial rolling process using actual manufacturing equipment. For one of the three slabs, a temperature substantially below the targeted figure (low temperature) was used for the coil winding process, while the temperature used for the other two slabs was somewhat below the targeted figure but rolling occurred under expected conditions. The thickness of the second slab was 2.3 mm while that of the third slab was 2.0 mm. The properties of each of the prototype coils were evaluated in comparison with 2.0 mm coil applicable for automobile bodies. The width of the prototype coils was 950 millimeters and total length was 600 meters. The results of the survey are summarized below based on the obtained results and findings.

Targeted Composition and Actual Constituents of the Prototype Material

As indicated for the Si-Cr-Mo series in Summary Table 1 below, we used a composition to ensure that lower-bainite structure would be the main structure forming during the coil winding in the hot rolling process. We determined the constituents from the point of view of maintaining the strain hardening rate of fine carbide precipitation within the high strain range and achieving toughness in weld fusion zone solidification and heat-affected zone (HAZ) for spot welding. Although copper was approximately half the targeted value for constituents, all other constituents measured on target. The copper constituent was low because the ratio of low-contaminant scrap from manufacturing cuttings of automobile companies (*new scrap waste*) was 50%. The remainder of the steel material was sourced from domestic heavy scrap. We did not note any impact on the structural formation plan as a result of the low copper content. Based on Tokyo Steel's past record, 100% domestic heavy scrap can be used in manufacturing, and the proportion of copper would be approximately 0.35% in such a case. Although copper is a cause of brittleness during heat treatment, Tokyo Steel already has technology to prevent this effect. Naturally, greater use of *new scrap waste* would result in a lower proportion of copper.

Summary Table 1: Material Composition

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
	%								
Targeted figures *	0.19 (0.18 ≤ < 0.20)	≥1.00	0.40	0.015	0.003	0.30	0.10	≥1.00	0.3
Manufactured steel	0.182	1.108	0.53	0.029	0.005	0.16	0.11	1.01	0.30
Slabs	0.181	1.074	0.52	0.029	0.005	0.15	0.10	1.01	0.30
Manufactured products	0.193	1.091	0.45	0.025	0.005	0.14	0.06	0.98	0.33

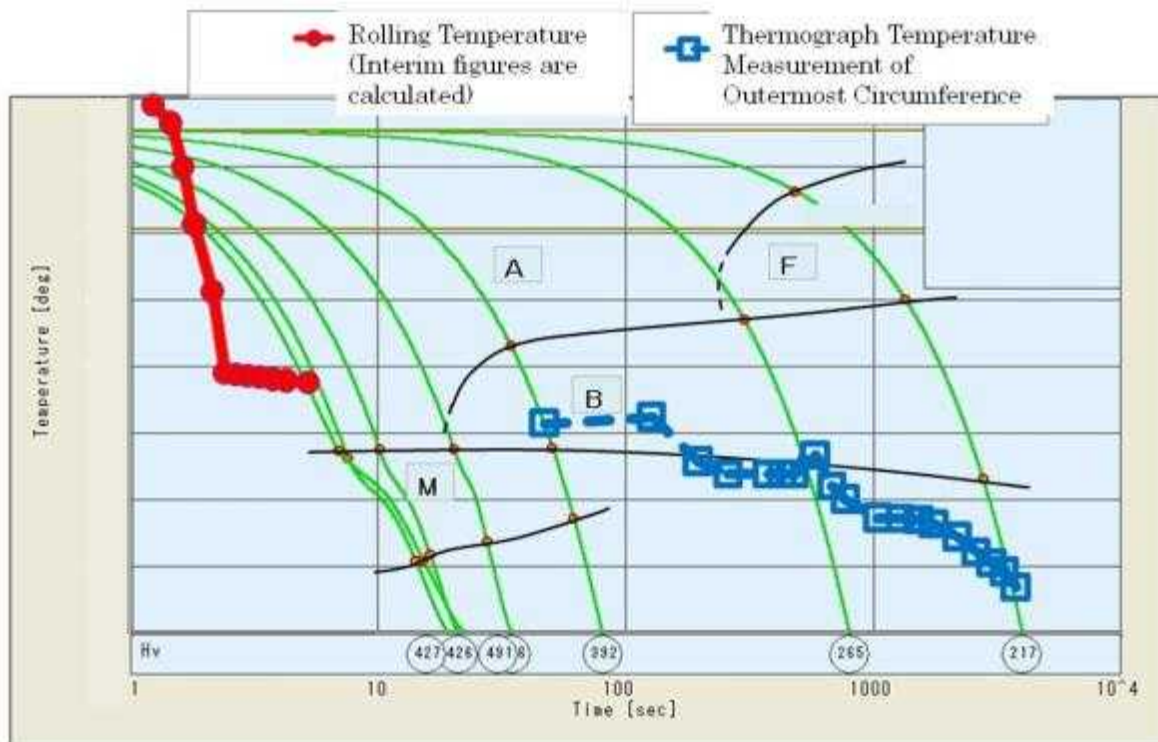
	V	Nb	Sn	Pb	B	Ca	Ti	Al	O	N
	%								ppm	
Targeted figures	—	—	0.015	—	—	—	—	0.030	20 (30)	40 (70)
Manufactured steel	0.017	0.007	0.018	0.010	0.0016	0.0020	0.008	0.023	36	78
Slabs	0.017	0.006	0.017	0.000	0.0016	0.0010	0.008	0.022	21	76
Manufactured products	0.011	0.004	0.012	0.001	0.0019	0.0011	0.007	0.023	36	68

* xxx Target. The other ingredient was made into the usual manufacture range.

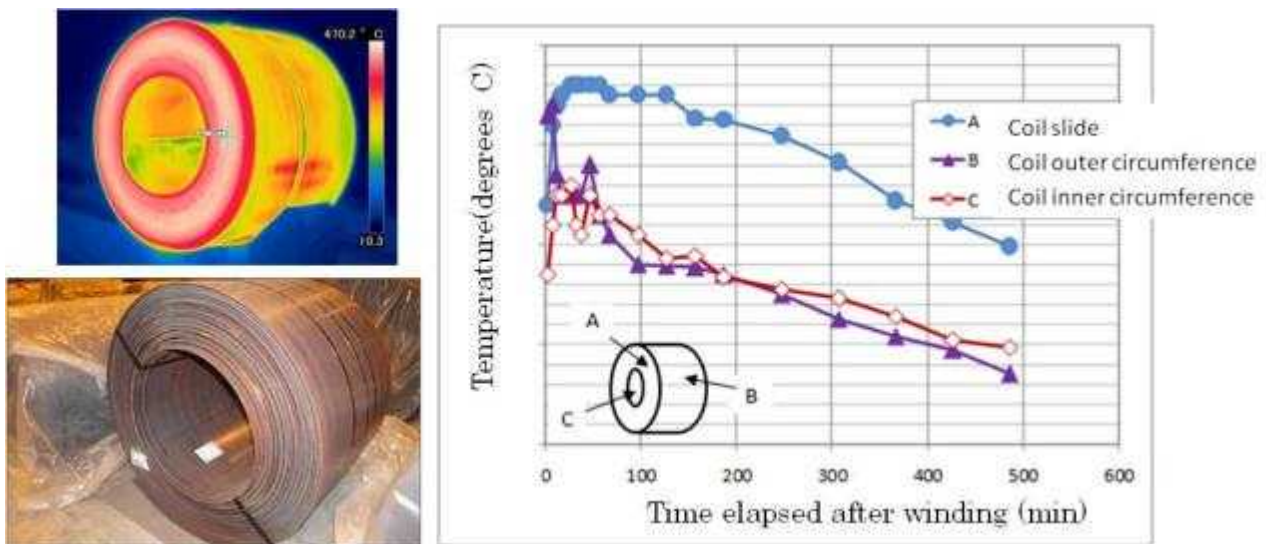
Manufacturing Performance (t = 2.0 mm coil) of the Prototype Coil

By doing repeated measurements of the cooling of the prototype coil manufactured within targeted conditions after finishing rolling, we produced the continuous cooling transformation (CCT) diagram shown in Summary Chart 2 below. From the chart it can be inferred that that the product was refined to the γ grain level using dynamic recrystallization and other processes during the finishing rolling stage, then cooled and as targeted wound into coil within the bainite transformation range. The temperature measurements shown in the chart are of the outer peripheral of the coil, however, the temperature inside the coil was even higher and therefore the coil is thought to have cooled within the bainite transformation range throughout. Summary Chart 3 shows the cooling of the outer peripheral of the coil after winding.

A rise in temperature thought to be the result of latent heat from transformation occurred approximately 50 minutes after the completion of coil winding, indicating that the high isothermal temperature was maintained for a substantial period of time.



Summary Chart 2: CCT Chart Coil Cooling Performance



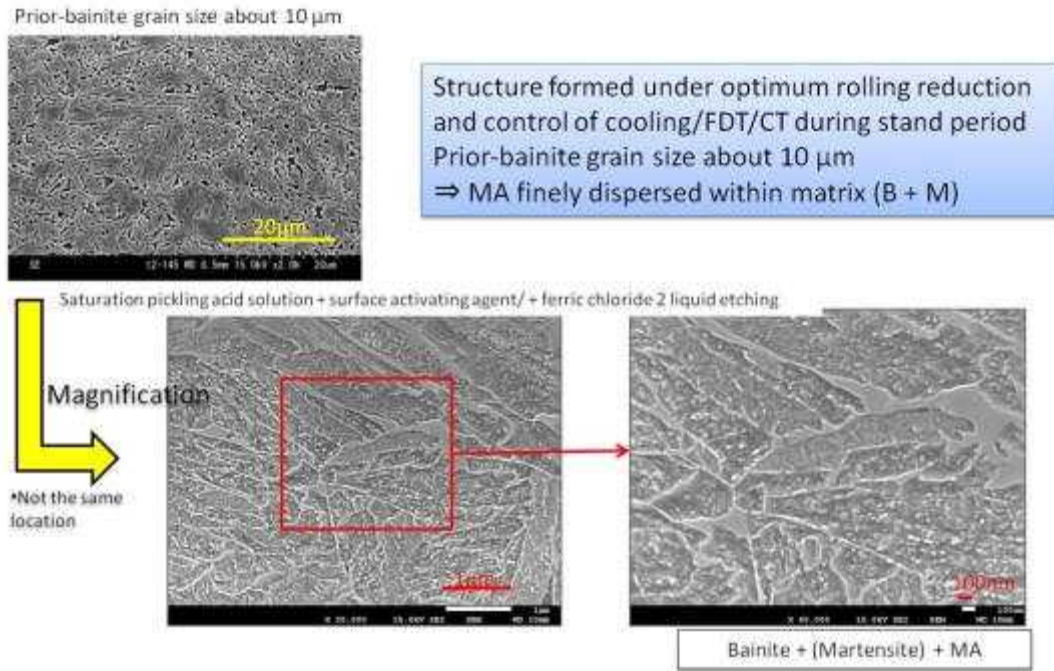
Summary Chart 3: Coil Cooling Performance after Rolling

Fine Grains and Structure Produced

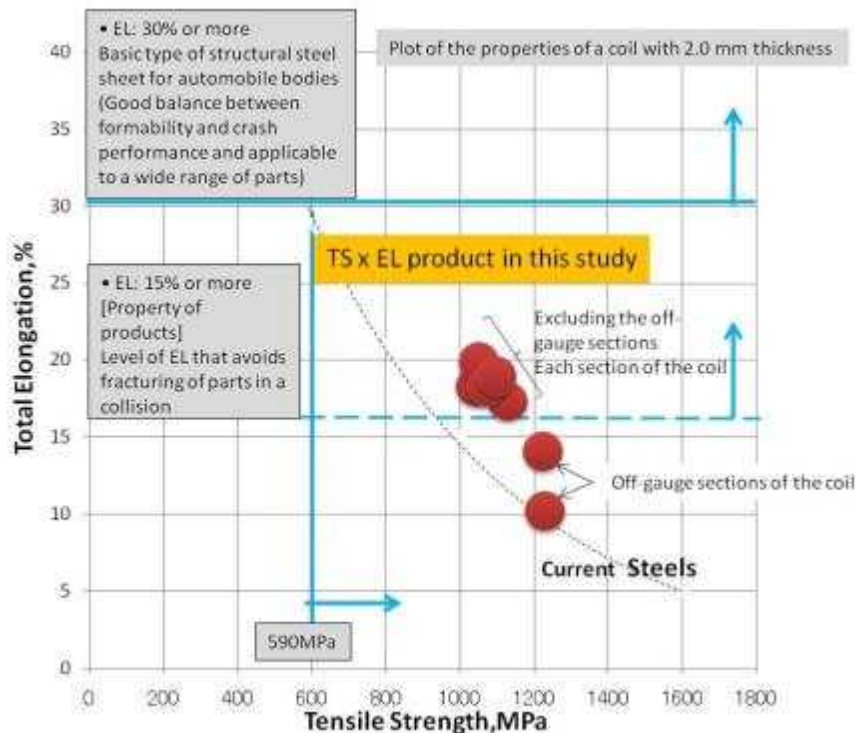
The structure formation plan for the prototype was to form a fine granulation (prior- γ grain size: 10 μm level) with the thermo mechanical treatment process during hot roll processing (γ grain size: 10 μm level). As can be seen in Summary Chart 4, the prior- γ grain size was approximately that of a fine bainite structure of about 10 μm .

Targeted Properties and Performance

The mechanical properties of the Aduroil coil with $t = 2.0$ mm manufactured within the expected conditions are shown in Summary Chart 5. The sectional properties and manufacturing conditions (temperature after exiting finishing rolling and temperature during coil winding) along the full length (about 600 meters) of the coil can be seen in Summary Chart 6.

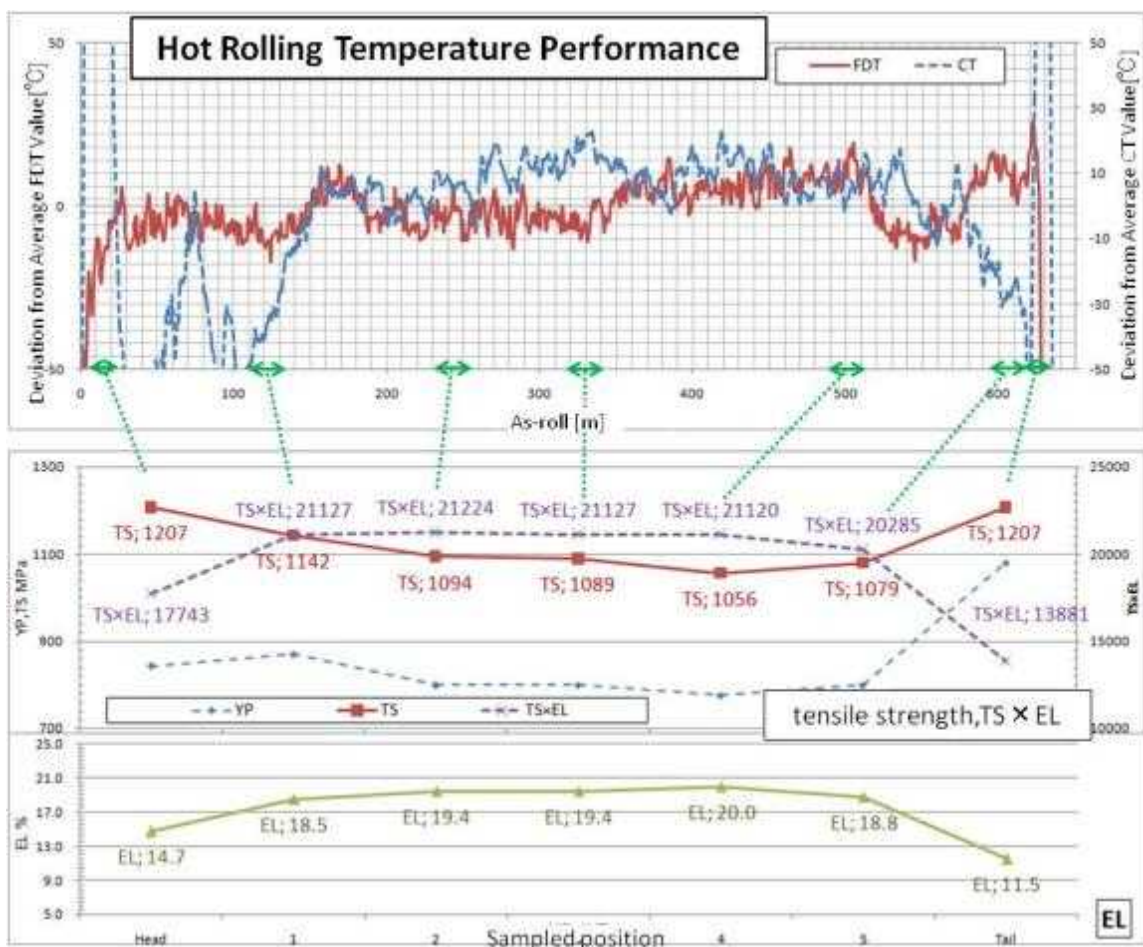


Summary Chart 4: Fine Grain and Structure Produced



Summary Chart 5: Mechanical Properties of Prototype Steel Sheet

Looking at the relationship between tensile strength (TS) and elongation (EL), TS was 1200 MPa for the off-gauge sections (usually not used in production) at the front and end of the coil. Excluding the off gauge sections, the prototype demonstrated an even better balance of TS-EL, at about 980-1150 MPa, than steel sheet currently being used for automobile bodies. In addition, the stability of this property was confirmed. Chart 6 shows how the manufacturing and property conditions were met, but it also confirms that the property of a stable balance of TS-EL was achieved even for the sections where the coil winding temperature (CT) differed substantially from targeted values. Furthermore, excluding the off-gauge sections, the product (TS x EL) was 20000 or greater, which is far higher than the product of current blast furnace 590-DP or 980-DP products. Looking at the Japan Iron and Steel Federation Standard for hot rolled steel sheet and strips for automobile use, the minimum standard for 980 MPa materials is $TS \geq 980$ MPa, $EL \geq 12\%$, and $YP \geq 650$ MPa. Comparing these values with the prototype, clearly, the prototype easily meets these requirements.



Summary Chart6 : Hot Rolling Temperature Performance and Mechanical Properties

With tensile strength in the 980 MPa class and a (TS x EL) product ≥ 20000 , the prototype structure and the manufacturing process materials reach a standard not yet attained in steel sheet for automobiles globally.

Important Properties for Automobile Body Steel Sheet

One important factor for high-tensile strength steel sheet for automobiles or an important quality property for automobile bodies is spot weldability. As tensile strength increases, spot weldability declines. However, what is essential to the stable crash performance of automobile bodies is that the spot welded joints have stable toughness. And in most cases it is desirable to have button-like fractures as the fracture configurations in the weld. One of the other aspects of the development of high-tensile steel is the optimization of spot weldability performance. For the prototype, we optimized the spot weld conditions and determined that there were button fracture configurations by doing spot weld tests on $t = 2.0$ coil. Under the welding conditions during the tests, the tack time was about 0.7 seconds, falling within the range used in current mass production of automobile bodies.

Other Properties of Automobile Body Steel Sheet

We carried out assessments of the properties of automobile body steel sheet for each use of the steel sheet at the time of application, with the results being shown in Summary Table 2. In particular, there were no properties of the prototype that suffered in comparison with current blast furnace steel products.

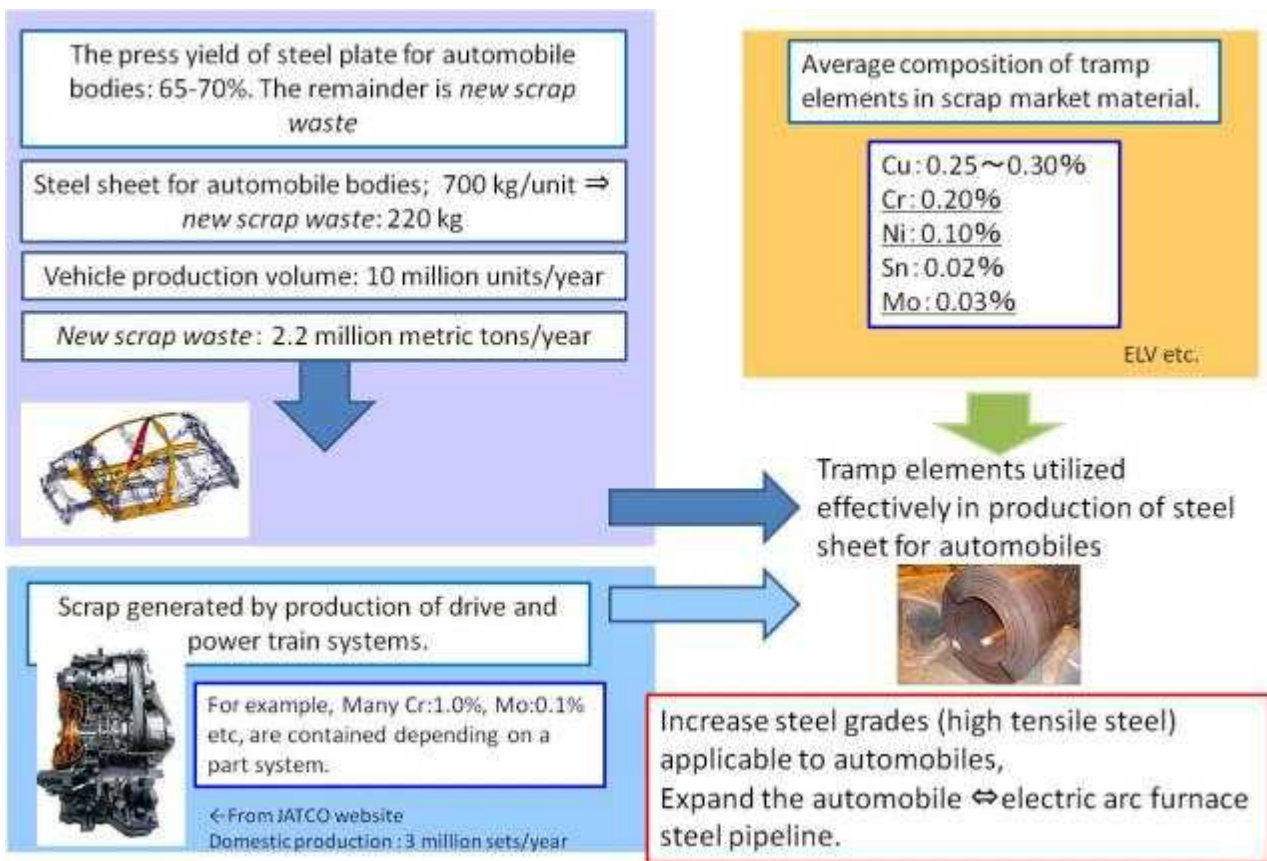
Summary Table 2: Evaluation Table of Properties for Different Uses

Evaluation Details		Rating	Remarks
Metallographic structure	Target of Metallographic Structure (bainite, M-A Constituent)	○	The target of Metallographic Structure is obtained
	Grain refining (initial austenite grain : 10 μ m)	○	The target of initial austenite grain is obtained
	Segregation	△	Segregation are observed in the central part of board thickness. By adjustment of manufacturing conditions, the improvement is possible.
the Mechanical Properties	TS	○	Equivalent or more than Present blast furnace 980MPa material
	EL	○	↑
	TS×EL	○	↑ (Equivalent or more than Present blast furnace 590MPa material)
Formability	Hole Expansion Formability	○	Equivalent or Present blast furnace 980MPa material
	Erichsen Value	○	↑
	Press Formability (Limiting Drawing Ratio)	○	↑
	FLD	○	↑
Weldability (spot weldability)	TSS	○	JIS is satisfied.
	cross tension test (fracture mode)	○	Stability fracture mode
Drop Weight Impact Properties of hat material	Drop Weight Impact Properties (Crush Characteristics of Static Axial Buckling)	(○)	In the Static Axial Buckling test confirmed the improvement of the fracture junction.
Corrosion resistances	SST(Salt Spray Testing)	○	Weight Losses, no problem.
	CCT(Cyclic Corrosion Test)	○	Cross cut, no problem.
	SDT(Salt Dip Test)	○	↑

Resource Properties and Recycling for the Automobile Industry

In this study, the materials used were 100% steel scrap, but consisted of domestic scrap and *new scrap waste* in a 50:50 proportion. The reason for using *new scrap waste* was to maximize the compositional quality because of the limited opportunities for prototype production. However, we will give due consideration to resource availability and circulation when the Company begins commercial production for the automobile market. Summary Chart 7 shows the presumed flow of scrap produced by the automobile industry and scrap market-sourced scrap in commercial production.

Each manufactured car uses approximately 700 kilograms of steel sheet for automobile bodies. The material yield of press molding is 65-70%, with the remainder being *new scrap waste*. If we think of it as resource recycling where electric arc furnace steel companies buy the *new scrap waste*, recycle it into steel sheet for automobile use, and supply it to automobile companies, in simple terms the scrap flow is equivalent to the supply volume potential for automobile bodies. If the automobile companies and electric arc furnace steel companies managed this flow of scrap and products directly between themselves, it would result in the recycling of resources and products that would be relatively unaffected by price fluctuations in the steel scrap market.



Summary Chart 7 : Availability of Suitable Grades of Scrap and Competitive Advantage

As previously mentioned, our company can manufacture steel sheet using just waste steel scrap without basing it on *new scrap waste*. However, basing the system on the direct flow of scrap produced by automobile companies to electric arc furnace steel makers provides a further benefit in terms of a stable source of steel. While as we have seen, sourcing steel does not pose a problem, it is clear that expanding the range of usable steel available and having an adequate number of partners in the recycling process is an important issue for electric arc furnace steel manufacturers. Moreover, when considering the production of high tensile steel sheet for automobile bodies, electric arc furnace steel makers are in a position to make use of the valuable alloy elements (Cr, Ni, Mo, Cu, and others) in automobile scrap.

Tokyo Steel has been able to manufacture 440 MPa steel materials using market purchased scrap with average alloy composition with very little ingredient adjustment. Since the demand for higher tensile steel sheets by automakers is based on 440MPa, the Company could be said to be in an advantageous position regarding resources. In the current study, we used 50% domestic heavy scrap, but from our past record, we know that if we certify the scrap dealers we use, and regularly conduct inspections of scrap received based on delivery standards, we can achieve a supply of stable quality scrap. In addition, many types of scrap from automobiles contain characteristic amounts of alloy elements. In this prototype, we made use of the Cr, Mo, and other elements in the scrap. More efficient application of such elements requires further study.

In Conclusion

Through this trial production, we either confirmed or verified the following.

- While segregation occurred during continuous casting, we were able to manufacture steel sheet in the 980 MPa and 590 MPa classes that achieved equivalent or better TS-EL balance using volume production facilities.
- We found that steel properties were consistent along the entire length of the coil and manufacturability was also present.
- The prototype had the basic quality properties for spot weldability, an important factor in practical use.

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

These results suggest that the present prototype material can serve as a base for the practical development of steel sheet for automobile bodies. We expect that the previously mentioned segregation can be adequately resolved during volume production trials and its resolution will further improve the properties. In the study, we used 100% scrap as our steel resource with a quality mix of domestic heavy scrap and *new scrap waste* in the proportion of 50:50. While Tokyo Steel does not need to premise this process on the use of *new scrap waste*, it is thought that the use of *new scrap waste* will lead to more stable source of steel if Tokyo Steel directly utilizes the scrap generated by the automobile company.

Issues to be Resolved Starting in the Next Fiscal Year

Full-scale use of 590-DP steel for automobile steel sheets began around 2000. Since then, the proportion of higher tensile steels, such as 780-DP steel and 980-DP, has been increasing. In 2013, it is expected that commercial production of cold press 1.2GPa as steel sheet will get under way. The present prototype material will be able to meet the trend to higher tensile steel for automobile bodies and serve as a base for its practical application. The following are the issues to be addressed in the future:

Issues Regarding Material Functions

- 1) Based on the specifications of the prototype materials, we will aim to optimize the material functions and alloy content and cost. (For example, further effective use of Cr and considering a lower cost substitute element to achieve the function of the expensive Mo.
- 2) Achieve thinner hot rolled coil
It is necessary to achieve a thinner sheet in response to the trend toward a higher tensile steel for car bodies. We manufactured prototype coil with a sheet thickness of $t = 2.0$ mm, but it will be necessary to develop volume production technology to handle $t = 1.4$ mm or less than class steel sheet.
- 3) Develop and improve strength through TS-EL balance
 - Improvement of the (TS x EL) product to expanding the range of applicable products.
- 4) Galvanization of steel sheet (meet anti-rust sheet specifications)
The electric arc furnace steel sheet mentioned above must be galvanized and corrosion resistant.

Issues Regarding Scrap and Alloy Elements in Scrap

- 5) Issues for optimizing the quality of steel resources and productivity
While the Company does not premise its process on the use of *new scrap waste* as a steel resource, the direct flow of scrap generated by the automobile company will contribute to greater stability in raw material procurement and the Company can expect to make use of the characteristic alloys in automobile scrap.
 - Scrap from automobiles has large steel with characteristic alloy element compositions. We will consider further improving cost competitiveness based on the scrap mix.
 - We also will consider the use of 100% ELV scrap in terms of reduction of steel material costs and stable sourcing of raw material. In addition, we will look at corresponding production issues.

Tackling Technology Issues in Developing a Practical Manufacturing System and Future Plans (Draft)

In the first stage, we will beginning examining the above issues 1) and 2) together starting in the new fiscal year. Our goal is to achieve a practical system for producing steel sheet for automobile by 2020.

In the second stage, having reviewed progress achieved in the first stage, we will move on to consideration of issues 3) and 4).

Since this will mean joint discussions with automobile companies and their affiliate component manufacturers, we plan to proceed by collaborating with automobile companies during the previously mentioned first and second stages.

Dealing with the above issues 4) and 5) is expected to require capital investment.

目次

1.	序論	22
2.	自動車用鋼板の動向と本試作の目標	24
3.	試作工程の役割分担	25
4.	鋼板の試作	26
4.1	製造工程	26
4.2	目標成分	29
4.3	製鋼・圧延条件	29
4.3.1	製鋼条件	29
4.3.2	製鋼条件の検討実験	30
4.3.3	圧延条件	31
4.4	鋼板の試作結果	38
4.4.1	概要	38
4.4.2	製鋼	40
4.4.3	圧延	42
5.	熱延鋼板の品質	47
5.1	熱延鋼板の品質確認方法	47
5.1.1	熱延鋼板のサンプル採取	47
5.1.2	製品の化学成分分析	49
5.1.3	機械的性質	49
5.1.4	表面特性	49
5.1.5	曲げ性	49
5.1.6	組織および介在物	50
5.1.7	硬さ	50
5.2	熱延鋼板の品質確認結果	50
5.2.1	製品の化学成分分析	50
5.2.2	機械的性質	51
5.2.3	介在物	53
6.	酸洗鋼板の品質	63
6.1	酸洗鋼板の品質確認方法	63
6.1.1	サンプル採取	63
6.1.2	調査項目および方法	64
6.2	酸洗鋼板の品質確認結果	64
6.2.1	機械的性質	64
6.2.2	表面特性	68
6.2.3	組織	69
6.2.4	硬さ	77
6.2.5	曲げ性	77
7.	品質等に関する検証	79
7.1	品質の検証方法	79
7.1.1	金属組織評価	79
7.1.2	溶接性評価	80
7.1.3	成形性評価	83
7.1.4	耐食性評価	86
7.1.5	ハット部材の衝撃特性	89
7.2	品質検証試験結果	91
7.2.1	金属組織評価	91

7.2.2	溶接性評価.....	99
7.2.3	成形性評価.....	103
7.2.4	耐食性評価.....	108
7.2.5	ハット部材の衝撃特性	127
8.	評価	138
9.	自動車用鋼板の要求事項と本試作の意義・課題.....	139
9.1	引張試験結果の自動車用鋼板規格との比較.....	139
9.2	本件相当のグレードのスクラップの入手性と競争力	140
9.3	実用化に向けた技術課題	141
9.3.1	材料機能に関する課題	141
9.3.2	スクラップ・含有元素に関する課題	141
9.4	スクラップのリサイクル	142
9.4.1	電気炉鋼材による CO2削減.....	142

自動車技術協会「自動車メーカーの視点からみた資源循環と車体ものづくり」で、小型車の車体材料構成比をベースに自動車用電気炉鋼板の適用時の CO₂削減は、590MPa 級以下の熱延材を電気炉鋼に置換できるとした場合に 307 万トン CO₂/年、590MPa 級以下の冷延と熱延材双方を置換した場合▲572 万トン、それぞれ鉄鋼産業全体の CO₂排出量 1 億 4300 万トン CO₂の 2.09%、4.00%に相当すると試算されている。日本の場合も循環型社会を構築していくために、20%台の電気炉製鋼比率を高めていくことは有効であり、そのためには電気炉鋼材を使用する新たな分野として自動車用に適用可能な鋼板を製造することを、現時点から準備していくことが必要であると考えられる。

本業務を実施することで、自動車用の電気炉鋼板を試作してその品質を確認し、老廃スクラップと電気炉を組み合わせた自動車用鋼板の新たなフロー(図 1.3)の可能性を示唆することができるものと考えている。

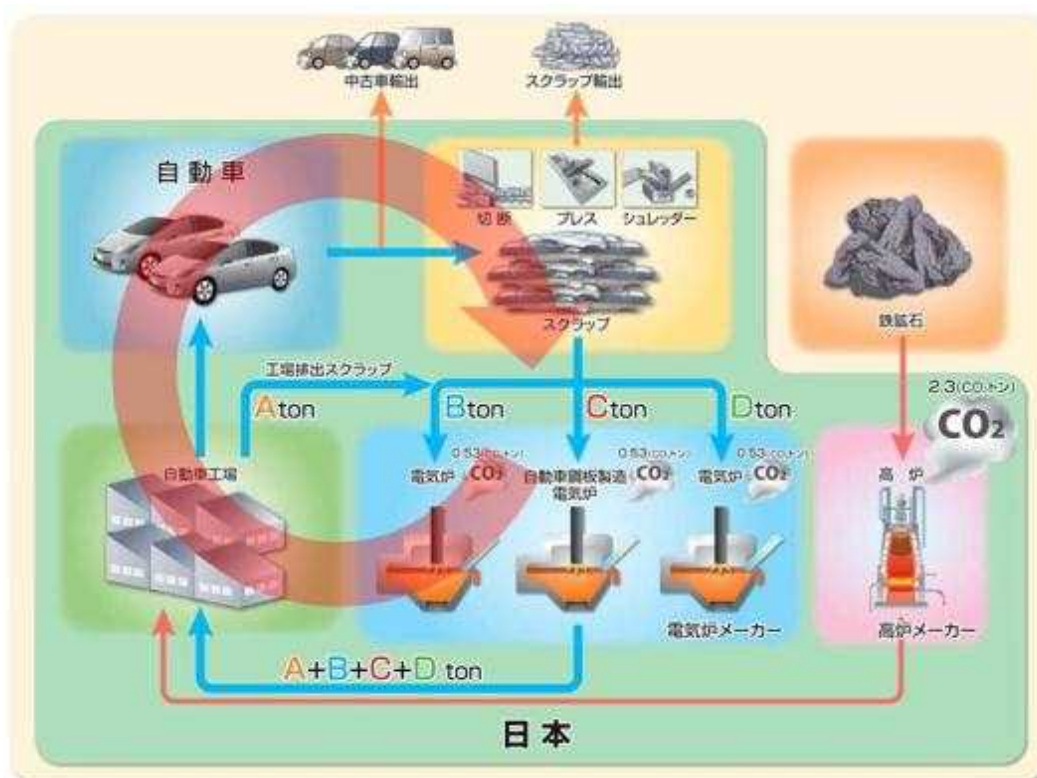


図 1.3 本業務の目標とするフロー

2. 自動車用鋼板の動向と本試作の目標

自動車用鋼板の内板骨格構造は、590MPa から 780MPa, 980MPa, 1500MPa(ダイクエンチ)強度クラスへと超高強度化へシフトしている。(図 2.1) 当然、これから電気炉で製造していく自動車用鋼板も高張力材を目指す必要がある。

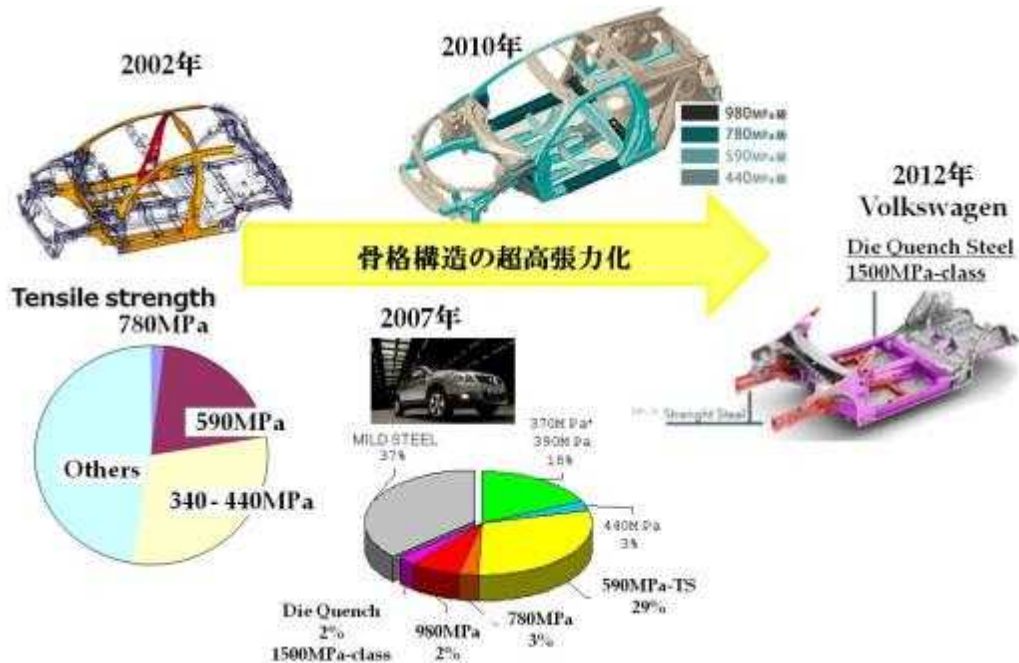


図 2.1 車体用鋼板の動向

そこで、試作する電気炉鋼板の品質特性の目標値を、自動車の車体で使用されている構造用鋼板と同等とすることとして、次の通り設定した。(図 2.2)

鋼板の厚み：2mm

張力特性：引張強さ(TS)590MPa 以上. TS と全伸び(EL)の積 16000 以上.

(現在自動車の車体で使用されている構造用鋼板と同等以上.)

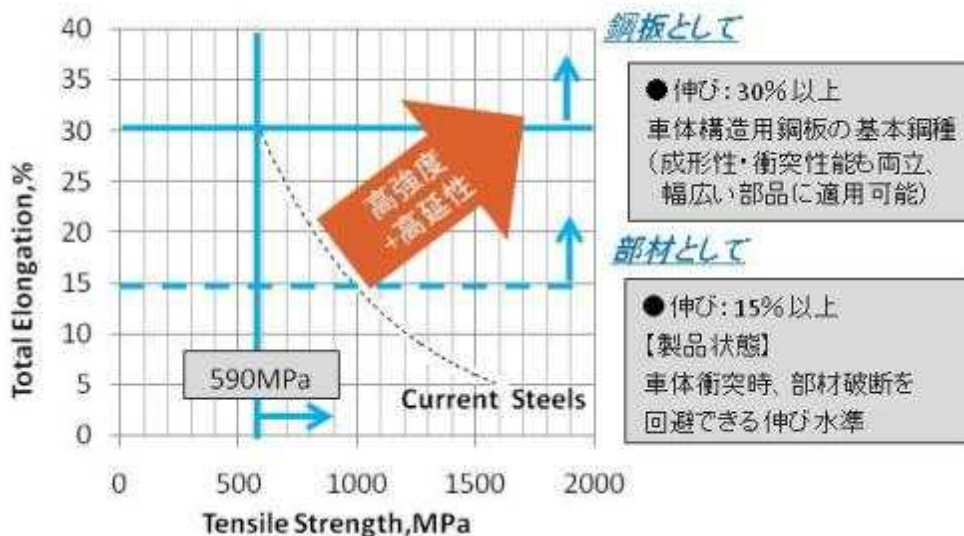


図 2.2 自動車用鋼板の目標値

3. 試作工程の役割分担

本業務は、環境省「平成 24 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図 3.1 に示すように、東京製鐵(株) 岡山工場（以後、岡山工場）の電気炉工場で半製品鋼片（スラブ：SL）を鋳造して、この SL を東京製鐵(株) 田原工場（以後、田原工場）の圧延設備で熱延鋼板とし、熱延鋼板を岡山工場のレベラー（LV）で切板カットシートするという工程で行った。

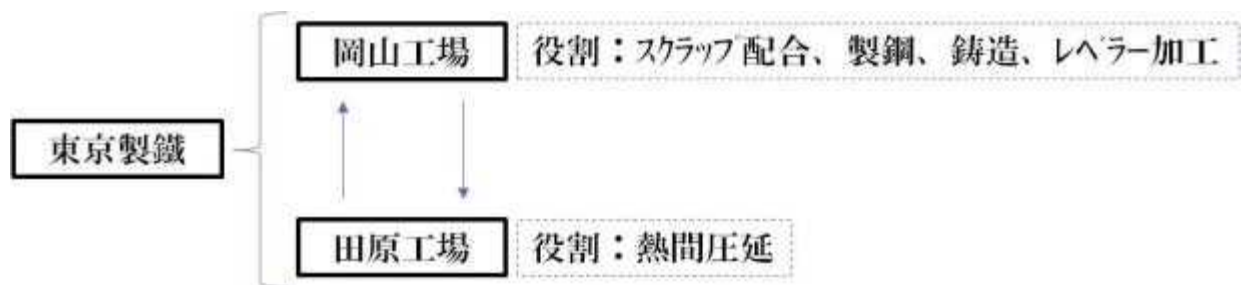


図 3.1 試作製造体制

実機で試作した自動車用鋼板について、熱延鋼板および酸洗した熱延鋼板(以後、酸洗鋼板)の品質確認と、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。

4. 鋼板の試作

4.1 製造工程

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

(1) 鋼材の試作(製鋼)：岡山工場

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

(2) 鋼材の試作(圧延)：田原工場

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

(3) 鋼材の試作(レベラー加工)：岡山工場

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

図 4.1 に、製造工程図を示す。

■ 製造工程

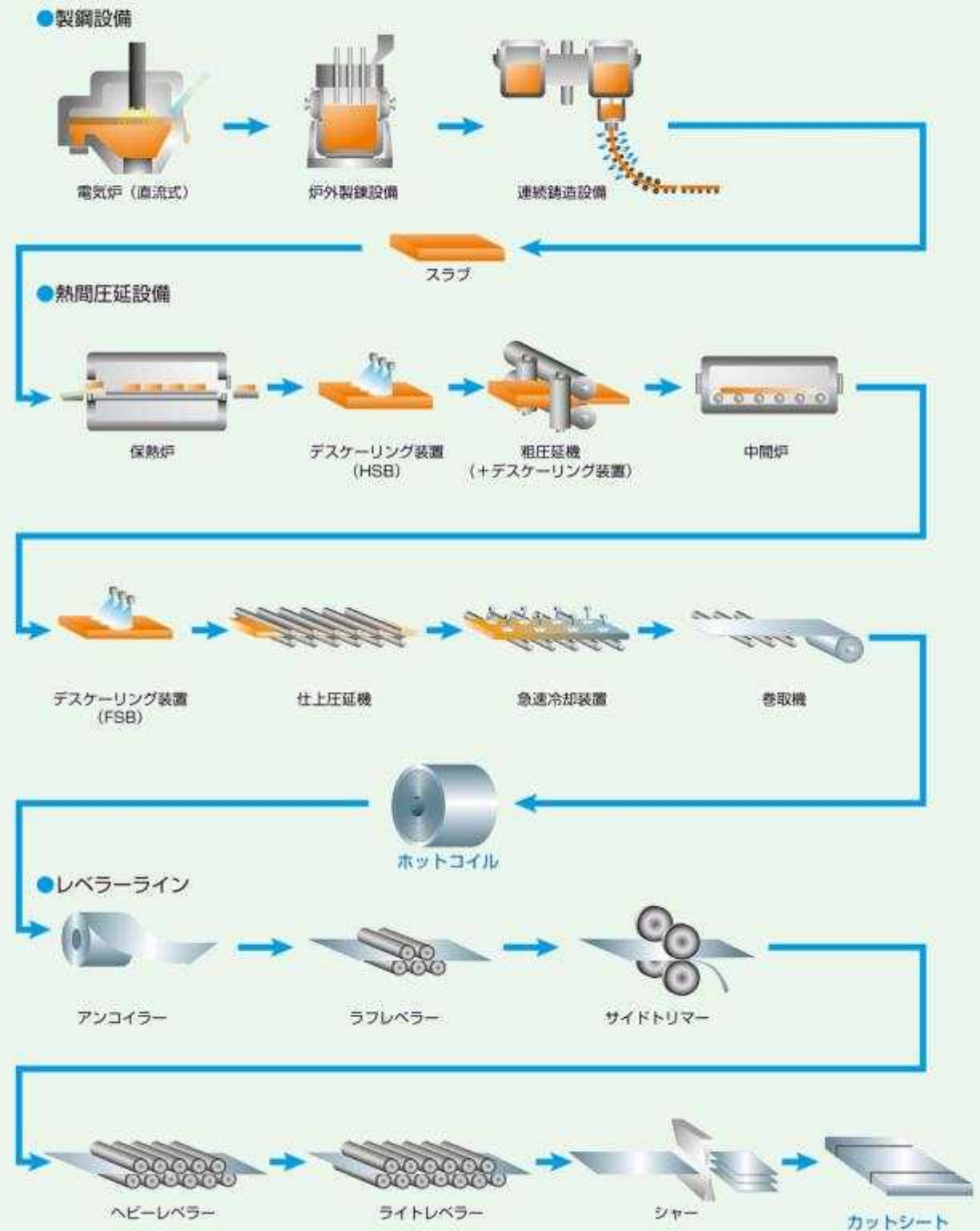


図 4.1 製造工程図

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。

(2)電気炉 (図 4.2)

- ・ 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事で、介在物等の混入を最小限に抑えけるとともに、硫黄などを低減することで、清浄な溶鋼を製造する。

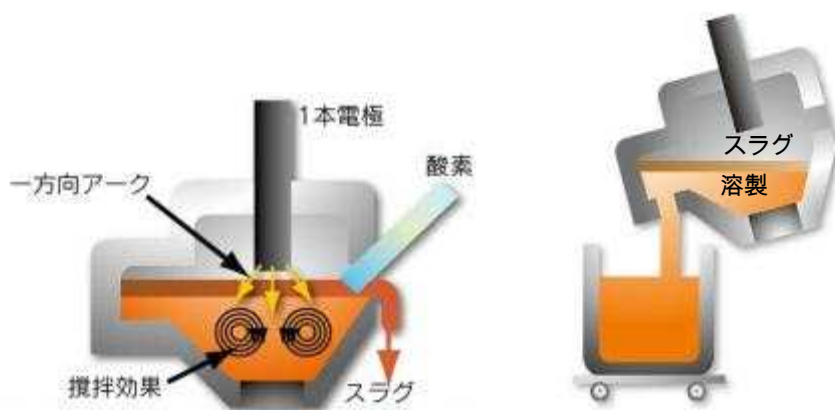


図 4.2 電気炉および偏心炉底出鋼

(3)炉外精錬炉

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

(4)連続 casting

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

(5)熱間圧延設備

- ・ 超高压水デスケーリングによる表面品質の改善。
粗圧延機入側出側・仕上圧延機入り側に設置し、表面性状の改善とスケールキズを防止。
- ・ 中間炉による特性の安定化。
粗圧延後に鋼材を中間炉に入れる事で温度を均一化させ、鋼材の圧延方向、幅方向の特性バラつきを安定化させる。

- ・ 仕上圧延による微細組織の形成

各ミルの圧下率制御とミル間冷却により微細 γ 粒を形成する。そして、微細 γ 粒からの変態を制御する。

ワークロールシフト(図 4.3)と強力ワークロールベンダーにより形状を制御する。

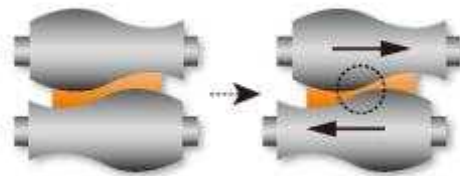


図 4.3 ワークロールシフト

- ・ 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。

4.2 目標成分

表 4.1 を溶製の目標成分とした。

表 4.1 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。

4.3 製鋼・圧延条件

本試作にあたり、事前に関係部門と実現可能性を協議して、ラボ実験を行い、製鋼圧延条件を決定した。

本試作材は特徴のある製造条件であるため、製造にいたるまでの条件検討やラボ実験による製造条件の最適化が重要であった。

4.3.1 製鋼条件

(1) 検討した製鋼操業条件

- ・ 電気炉設備(E F)

スクラップ配合, 合金投入時間, 操業時間, 出鋼温度

・ 炉外精錬設備(LF)

合金投入時間, 合金による発熱, 操業時間, 非金属介在物量

(2) 検討した連铸操作条件

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

4.3.2 製鋼条件の検討実験

ラボ溶製で表 4.2 に示す材料を溶製し, 製鋼・圧延の条件検討を行った.

表 4.2 ラボ溶製の化学成分

	mass% O,Nのみppm						
	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo
狙い	0.19	1.0	0.4	0.3	0.1	1.0	0.3
溶製結果	0.191	0.89	0.48	0.31	0.10	1.01	0.30

	P	S	V	Nb	Ti	Al	Sn
溶製結果	0.0167	0.0021	0.0005	0.0035	0.0024	0.0107	0.0210

	Pb	B	Ca	O	N
溶製結果	0.0005	0.00011	0.00075	17.7	33.5

(1) 高温強度と高温絞り

連続铸造工程のスプレーパターンを検討する目的で, 高温引張試験を実施した.

加工ひずみ速度 0.001(1/s)で行った引張試験結果を, 図 4.4 に示す.

脆化域は, 800~825°C間にあり, γ - α 変態と重なっていると考えられる. また, 復熱パターン(特定温度にて復熱させる)の800°C引張で, 絞りの改善は認められなかった. なお, 1400°C近辺, 包晶液化域の絞り低下は, 試験片溶融して試験が出来なかった.

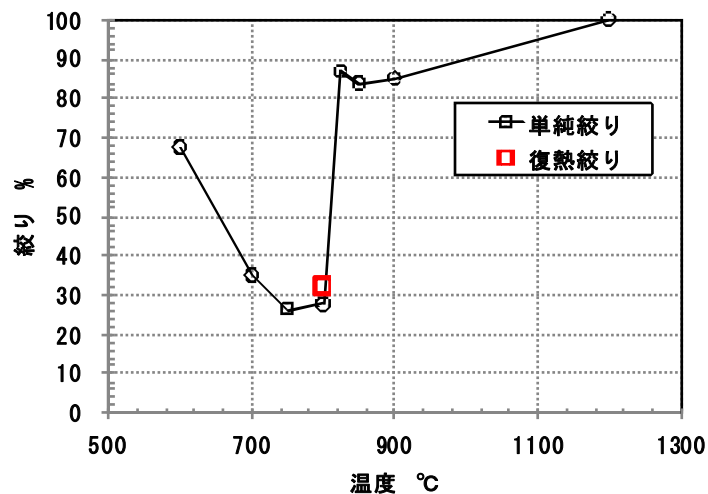


図 4.4 高温引張試験結果

(2) 計算状態図

計算状態図を用い、包晶温度と析出相を確認した。包晶域拡大の図を、図 4.5 に示す。

包晶点は C0.20~0.21%となり、その液相線・包晶点温度はそれぞれ約 1510・1450°C前後であった。

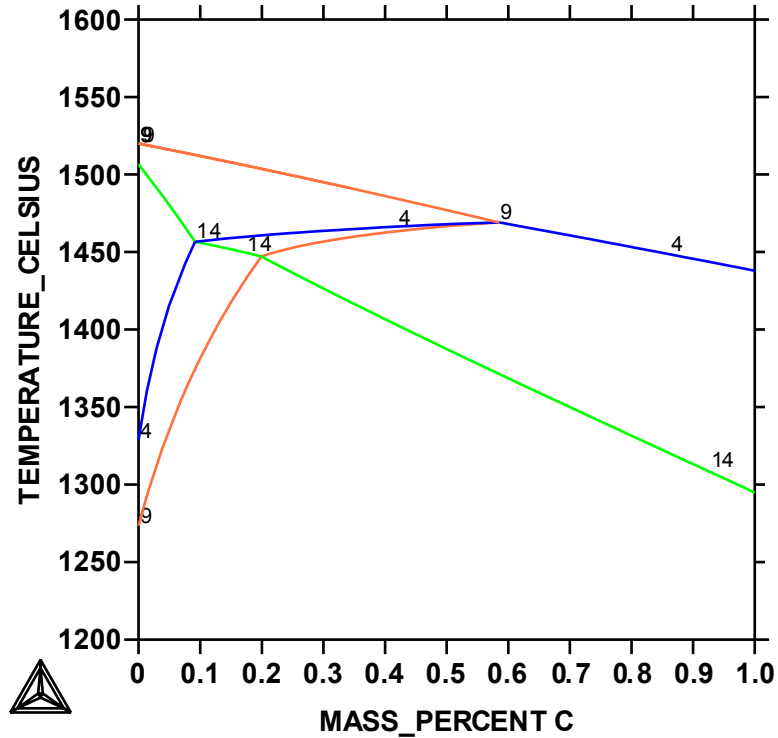


図 4.5 計算状態図

4.3.3 圧延条件

(1) 変態点

製鋼ラボ実験で用いた同一の溶製片で、変態点の測定を行った。A3変態点の測定結果を、表 4.3 と図 4.6 に示す。Ac3 は 895°C，Ar3 は冷却速度 0.5°C/sec で 728°Cであった。

また、これとは別に、C0.18%の溶製材料を用いて加工フォーモスタによる圧縮試験を行い、結晶粒の細粒化に適している温度を確認した。

表 4.3 A3 変態点測定結果

加熱速度	0.5 °C/s		1回目	2回目	平均	
加熱温度	1200 °C	Ac1	開始	766	754	760
均熱時間	600 s	Ac3	終了	883	907	895
1次冷却速度	0.5 °C/s	Ar3	開始	726	730	728
		Mf	終了	324	325	325

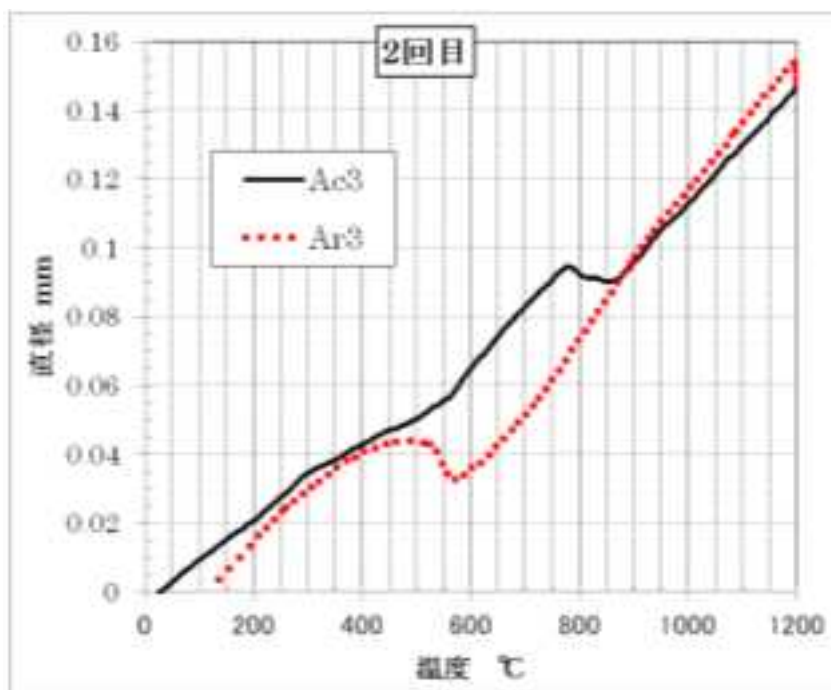


図 4.6 膨張チャート

(2) 連続冷却曲線(CCT)

母材基礎データとして、連続冷却曲線を作成した。結果の連続冷却曲線を図 4.7 に、硬度を図 4.8 に、組織を図 4.9～図 4.11 に示す。

連続冷却曲線及び硬度から、冷却速度 10～70°C/s まで硬さが安定しており、実圧延で圧延後冷却速度が多少ぶれても安定する。組織的にはベイナイト生成近傍からフェライト生成するまで、CT420～600 の範囲は HV400～430 程度で大きく変動しないといえる。なお、歪み加工が入ると、ベイナイトの急冷側はもう少し短時間・高温側にずれるのと想定される。

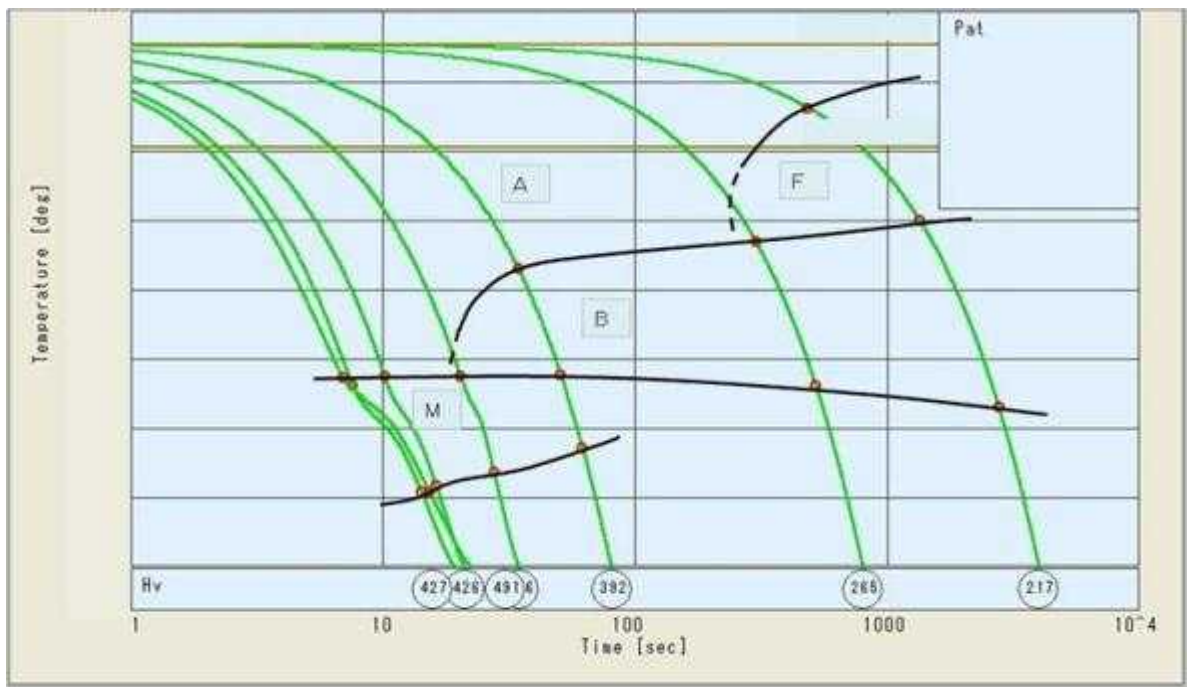


図 4.7 連続冷却曲線

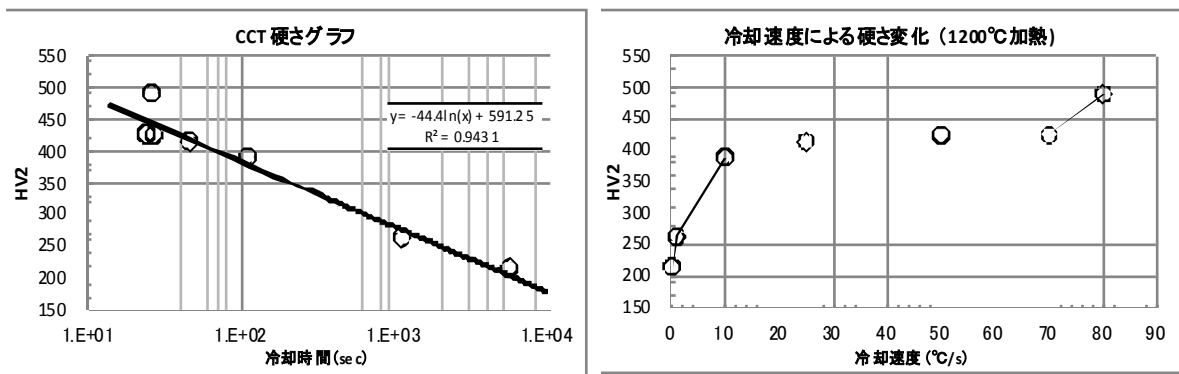


図 4.8 連続冷却曲線硬度

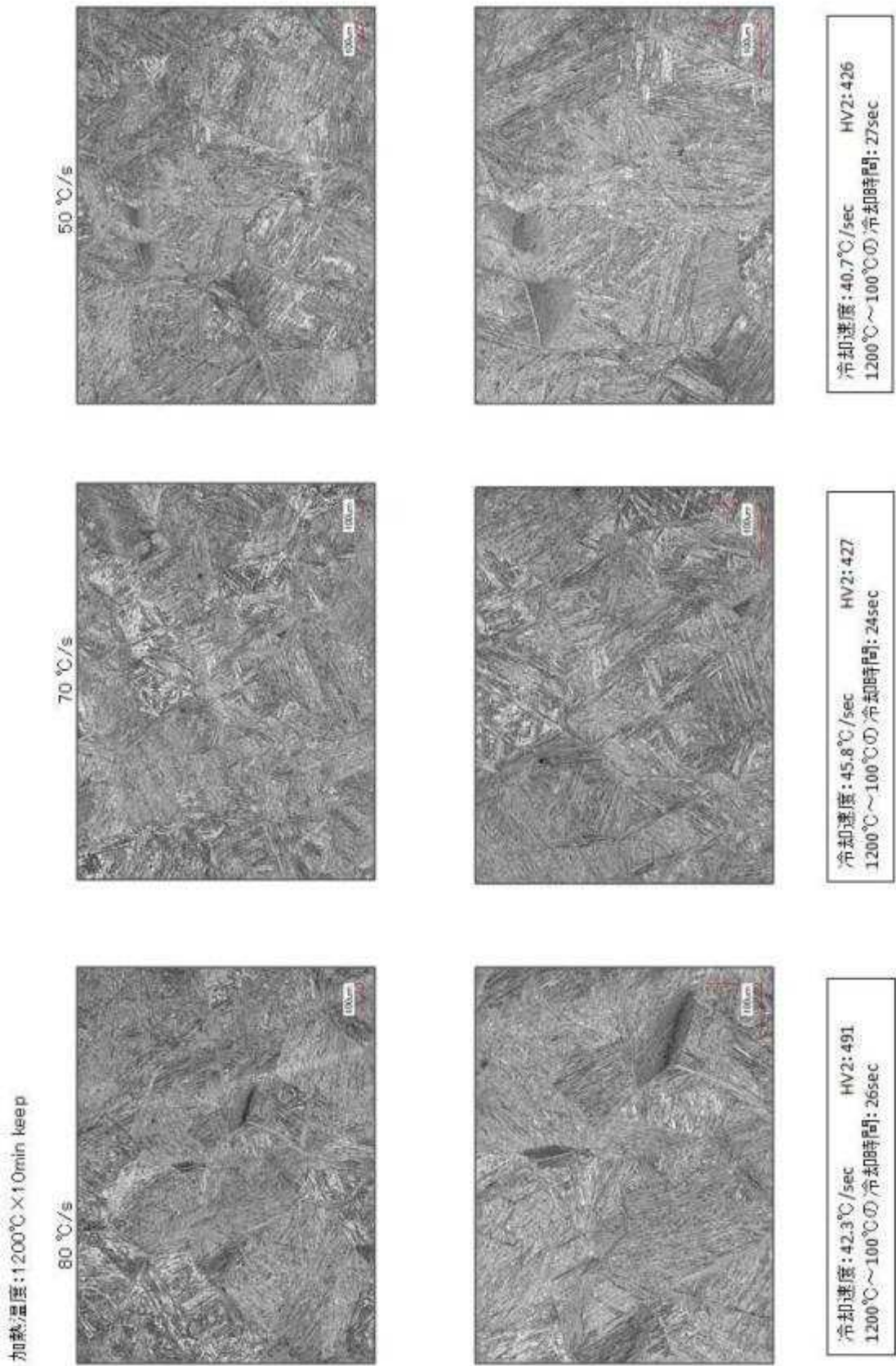
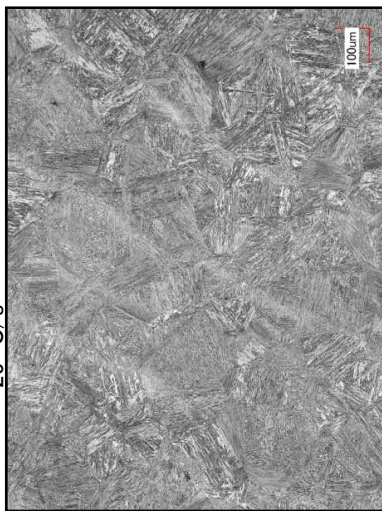


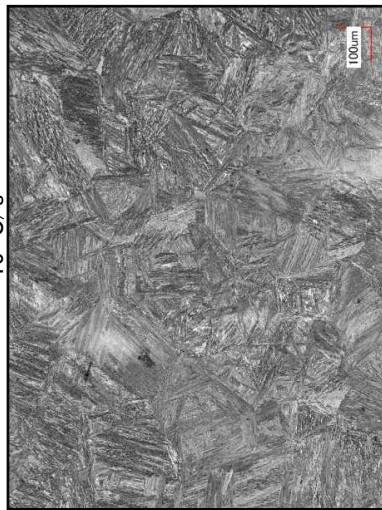
図 4.9 連続冷却曲線組織(1)

加熱温度: 1200°C × 10min keep

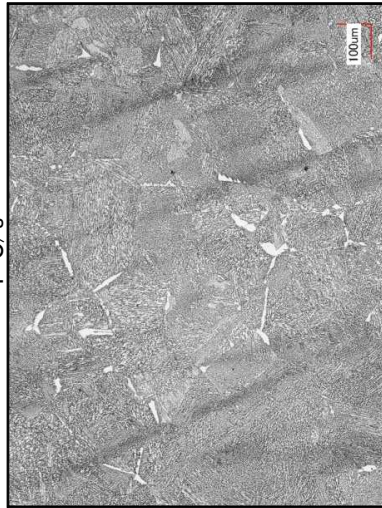
25 °C/s



10 °C/s



1 °C/s



冷却速度: 23.9 °C/sec HV2: 416
1200 °C ~ 100 °C の冷却時間: 46sec

冷却速度: 1.0 °C/sec HV2: 392
1200 °C ~ 100 °C の冷却時間: 110sec

冷却速度: 1 °C/sec HV2: 265
1200 °C ~ 100 °C の冷却時間: 1100sec

図 4.10 連続冷却曲線組織(2)

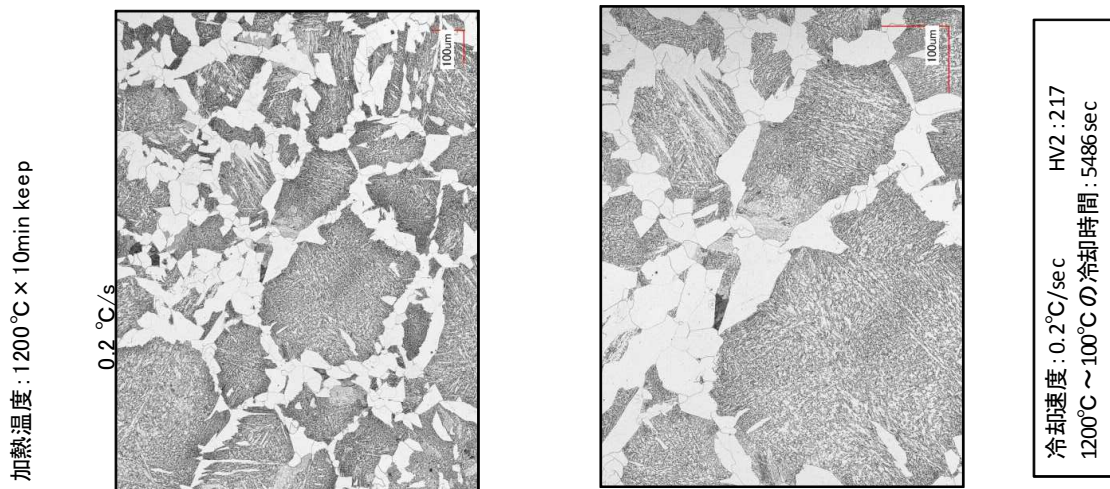


図 4.11 連続冷却曲線組織(3)

(3) ダウンコイラー巻取時の強度確認試験

ダウンコイラー巻取のマンドレル電流設定(曲げ応力とテンションに振り分け)のパラメータである強度を事前に確認するため、500°C前後の高温引張試験を実施した。試験方法は、JIS G 0567 の高温引張試験条件に準じた。

表 4.4 および図 4.12 より、応力は 800MPa 前後になると推定される。なお、本試験材は鍛造のままの引張試験片であり、実際の圧延材とは炭化物の生成状態などが異なると考えられるが参考強度には成ると考えた。

表 4.4 高温引張試験結果

温度 °C	応力 MPa	荷重 NK	
0	901.9	45.3	
300	995.6	50.0	
400	955.2	48.0	
500	682.3	34.3	
600	468.8	23.6	
700	583.0	29.3	※3
800	75.3	3.8	※3
900	51.6	2.6	※3

※3、CCM高温引張(1200°C→降温試験)のデータ。(参考値)

※室温(0°C)サンプルは、中心介在物で破断。

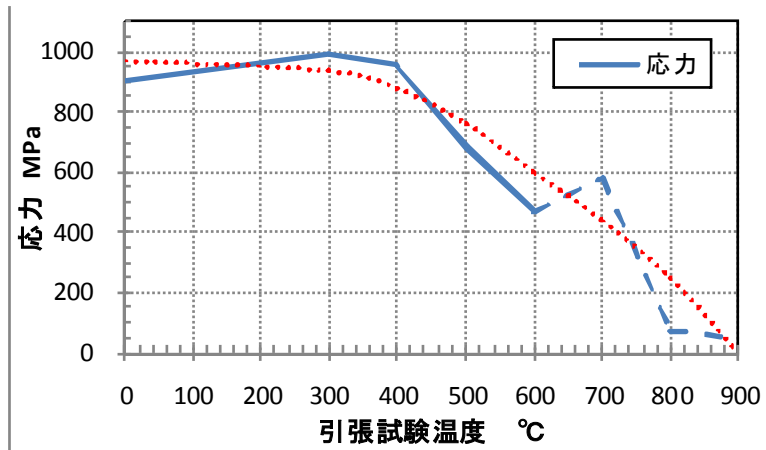


図 4.12 温度-強度図

(4) 熱間圧延時の荷重の検討

現行圧延機にて圧延が可能かどうかを、高温圧縮試験にて検討した。高温での変形抵抗測定結果を、表 4.5 に示す。

粗圧延(RT)の変形抵抗は 100MPa, 仕上圧延(FT)の変形抵抗は 180MPa になり, 仕上圧延(FT)の変形抵抗は、現在生産している最も強度の低い SPHC の約 1.2 倍程度になると推定した。

表 4.5 変形抵抗

圧延温度°C		応力 [MPa]	変形抵抗 [MPa]	応力 [MPa]	変形抵抗 [MPa]
RT	1100	111.9	99.4	106.9	95.0
FDT	920	217.7	171.7	264.7	192.0
	890	233.9	179.2	220.4	165.0
	860	238.3	178.6	222.5	167.8

※ SAPH440 実績 変形抵抗 : 60 ~ 80MPa
(圧延実績からの計算推定値)

(5) 実機圧延計画

(1)~(4)の結果をふまえて、実機能力も考慮した最終的な圧延条件を決定した。

4.4 鋼板の試作結果

4.4.1 概要

製鋼は、スクラップを表 4.6 に示す配合で、158ton を溶製した。国内へビーは主に建築材料由来、新断は主に自動車由来で、スクラップ比率は 100%である。スクラップの成分を、表 4.7 に示す。溶製した鋼は、連続 casting (CCM) で、1245×210mm のスラブ 11 本(153ton)を 鑄込んだ。(図 4.13)

表 4.6 溶解実績

		当鋼番の装入量	前鋼番の残り湯
スクラップ 投入量 (ton)	国内へビー	46.55	35.31
	新断	43.35	32.88
	合計	89.9	68.19
	製鋼生産量	158.09	

表 4.7 鉄スクラップの成分値

		%						
時期	C	S i	M n	P	S	C u	N i	C r
スクラップ	0.053	0.00	0.12	0.015	0.026	0.15	0.06	0.10

		%						
時期	M o	V	N b	S n	P b	B	C a	T i
スクラップ	0.01	0.001	0.000	0.012	0.002	0.0000	0.0001	0.000

		%
時期	Al	
スクラップ	0.176	



図 4.13 連続 casting 中の写真(鋼片の切断作業)

スラブは、表面のスケールを溶削し、鋼片の割れを検査(スカーフィング：図 4.14)するなどの処置を行い、最終的には、表 4.8 に示すとおり、型決め・鑄込調整用 3本とエンド材 1本を除く、7本を圧延用とし、圧延の圧延荷重を低減するため 940mm 幅に切断した。

圧延用のうち 3 本 (N5-8626-55~57) を圧延し、3 コイル (A2B18013S, A2B18219S, A2B18020S) を製造した。それぞれ質量は、7150kg, 8630kg, 9440kg であった。



図 4.14 スカーフィング

表 4.8 鑄造実績

CHNo.	スラブサイズ	質量 (kg)	備考	備考
N5-8626-51	1245×210	12,822	型決め用	
N5-8626-52	1245×210	12,822	圧延用	
N5-8626-53	1245×210	12,824	鑄込み条件調整用	
N5-8626-54	1245×210	12,826	鑄込み条件調整用	
N5-8626-55	1245×210	12,820	圧延用	田原2.3mm圧延
N5-8626-56	1245×210	12,822	圧延用	田原2.0mm圧延
N5-8626-57	1245×210	12,824	圧延用	田原3.2mm圧延
N5-8626-58	1245×210	12,782	圧延用	田原送り：圧延予備
N5-8626-59	1245×210	12,658	圧延用	
N5-8626-60	1245×210	20,496	圧延用	
N5-8626-61	1245×210	17,903	エンド材	
総質量 (kg)		153,599		

製造したコイルのうち、A2B18020S をレベラー通板して(図 4.15)、表 4.9 のとおり 914×1829mm のカットシートを 326 枚(8015kg)製造した。

この中からサンプルを切り出し、酸洗して、品質検証に供した。

表 4.9 レベラー実績

記号	枚数	質量kg
A	54	1,118
①	11	279
B	56	1,422
②	10	254
C	36	914
③	10	254
D	83	2,108
④	10	254
E	48	1,219
⑤	6	152
F : イト*	2	39
計	326	8,015



図 4.15 レベラー加工写真

4.4.2 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 は初めての製造であるためパウダー・冷却条件等を鑄造中に変えて、最適条件を確認した。

(2) 外観検査、品質確認

鑄込んだスラブは、冷却した後、外観検査を行い、品質の確認を行った。

表 4.10 に、製鋼鑄込みおよび、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 4.16 のとおりである。鑄込み成分は、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、鑄込み中の窒素(N)ピックアップもなく、鑄込みが安定していたことが判る。

また、REMについて分析した結果を表 4.11 に示す。分析結果から、REMはスクラップ中に検出できるほどの濃化を生じていない。

表 4.10 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	L F 最終	0.182	1.108	0.53	0.029	0.005	0.16	0.11	1.01
スラブ	8626-60A	0.184	1.106	0.51	0.028	0.005	0.15	0.10	1.01
	8626-60B	0.181	1.074	0.52	0.029	0.005	0.15	0.10	1.01

時期		%							
		Mo	V	Nb	Sn	Pb	B	Ca	Ti
目標値		0.3			0.015				
製鋼	L F 最終	0.30	0.017	0.007	0.018	0.010	0.0016	0.0020	0.008
スラブ	8626-60A	0.30	0.017	0.007	0.017	0.001	0.0016	0.0009	0.008
	8626-60B	0.30	0.017	0.006	0.017	0.000	0.0016	0.0010	0.008

時期		%	ppm		% ※2	
		Al	O	N	Ceqw	Pcm
目標値		0.030	20(30)	40(70)		
製鋼	L F 最終	0.023	36	78	0.597	0.335
スラブ	8626-60A	0.022	10	78	0.596	0.336
	8626-60B	0.022	21	76	0.593	0.332

※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。

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

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

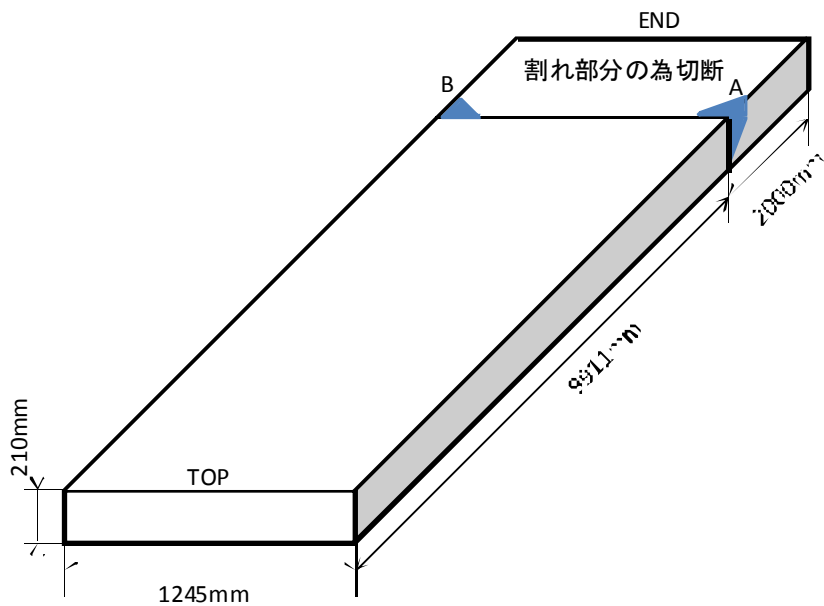


図 4.16 スラブ成分値用サンプリング位置(N5-8626-60)

表 4.11 REM 分析結果

[mass%]							
Sc	Y	La	Ce	Pr	Nd	Sm	Eu
<0.001	<0.001	<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001
Gd	Tb	Dy	Ho	Er	Tm	Yb	Lu
<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001

ICP 発光分光分析法 : Sc, Y

ICP 質量分析法 : La, Ce, Pr, Nd, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, Lu

4.4.3 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 4.12, 表 4.13 に、圧延データを示す。また、図 4.17 に温度履歴を示す。

圧延は、設定確認のため、スタートを 3.2mm 厚として、その後 2.3mm で再確認し、本番の 2mm を製造した。いずれのコイルも狙いより低めの圧延温度であるが、想定温度範囲内であった。

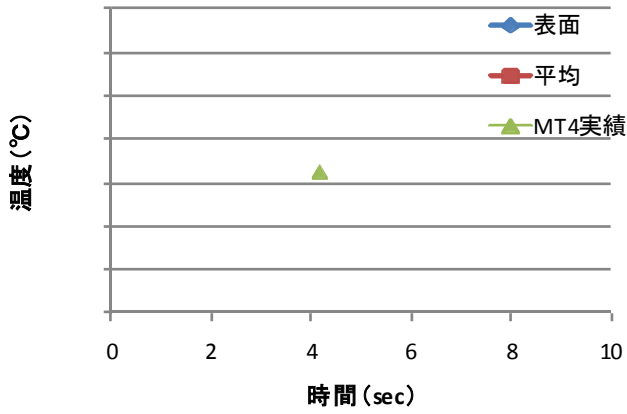
倉庫では、巻取後のコイルの復熱や冷却中に生じる変態潜熱の影響による緩やかな冷却となっており、本試作材での組織創製に重要な役割を果たしていると推定している。すなわち、本試作の重要な点は、連続焼鈍の工程では実現不可能な長時間の徐冷工程を熱間圧延は有しており、この巻取後の徐冷があるから、本試作の狙いとする組織が創製できたと考えている。

表 4.12 粗圧延

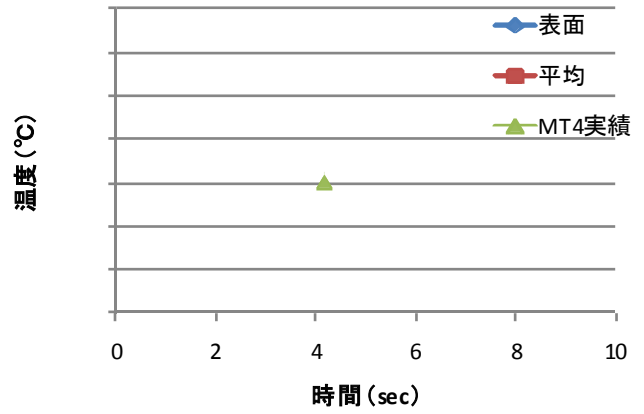
<スラブデータ>	コイルNo.	A2B18020	A2B18019	A2B18013
	東鉄規格コード	9MH0000100	9MH0000100	9MH0000100
	スラブNo.	N586265600	N586265500	N586265700
	厚[mm]	210	210	210
	幅[mm]	940	940	940
	長[mm]	6.20	6.20	6.20
	重量[kg]	9647	9647	9647
	H/C	C	C	C

表 4.13 仕上げ圧延

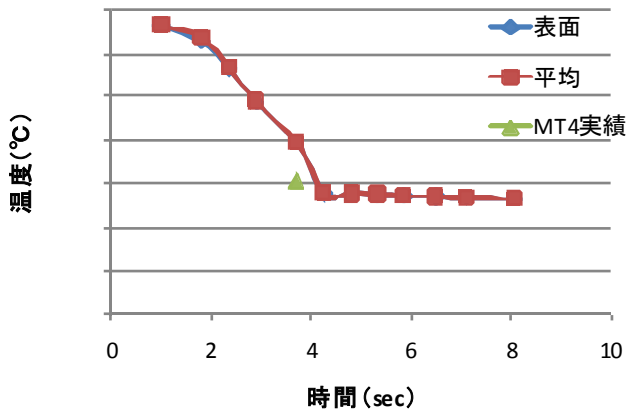
<コイル目標データ>	コイルNo.	A2B18020	A2B18019	A2B18013
	板厚[mm]	2.00	2.30	3.20
	板幅[mm]	950	950	950
	板長[m]	660.4	571.6	412.4
<コイル実績データ>	クラウン[μ m]	30	40	40
	熱延質量 kg	9,440	8,630	7,150
	SKP質量 kg	8,760	8,120	6,710



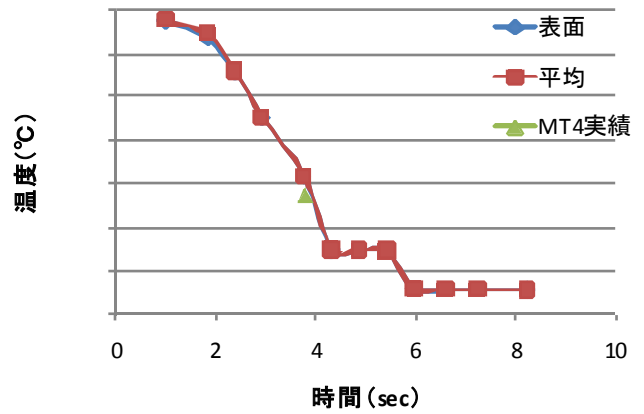
(a)A2B18013S ミドル部



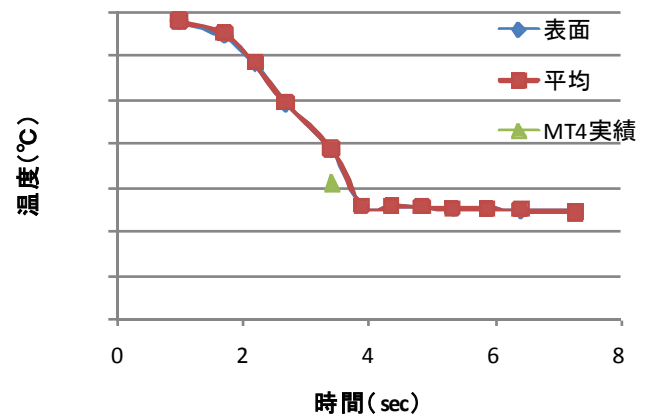
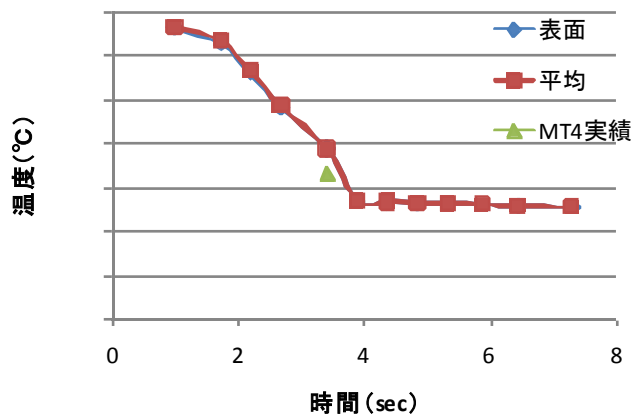
(b)A2B18013S テール部



(c)A2B18019S ミドル部

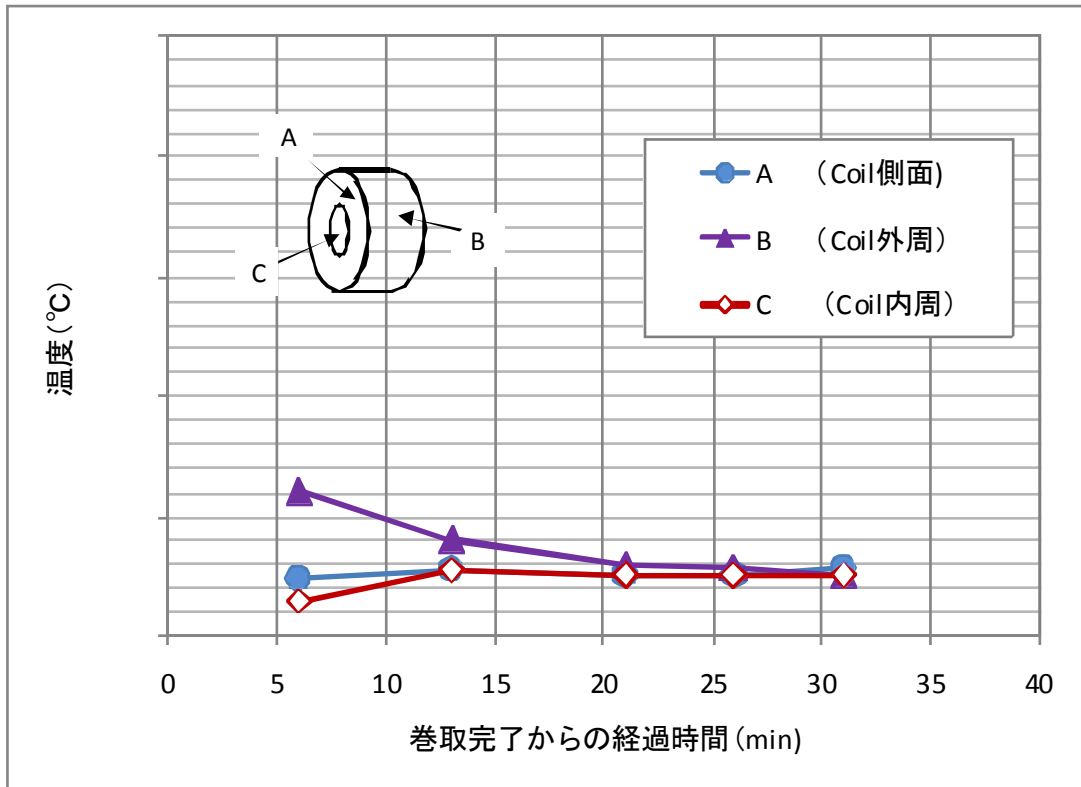


(e)A2B18019S テール部



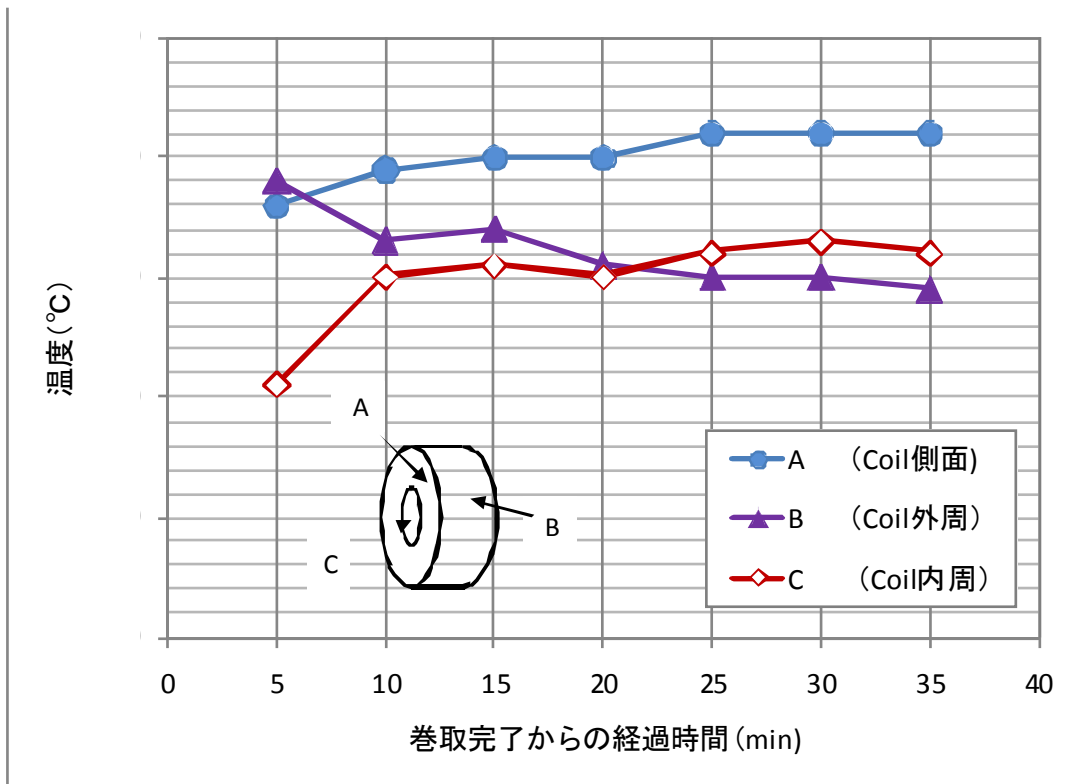
※MT4：ロット中の実測温度

図 4.17 ROT（ランアウトテーブル）温度履歴



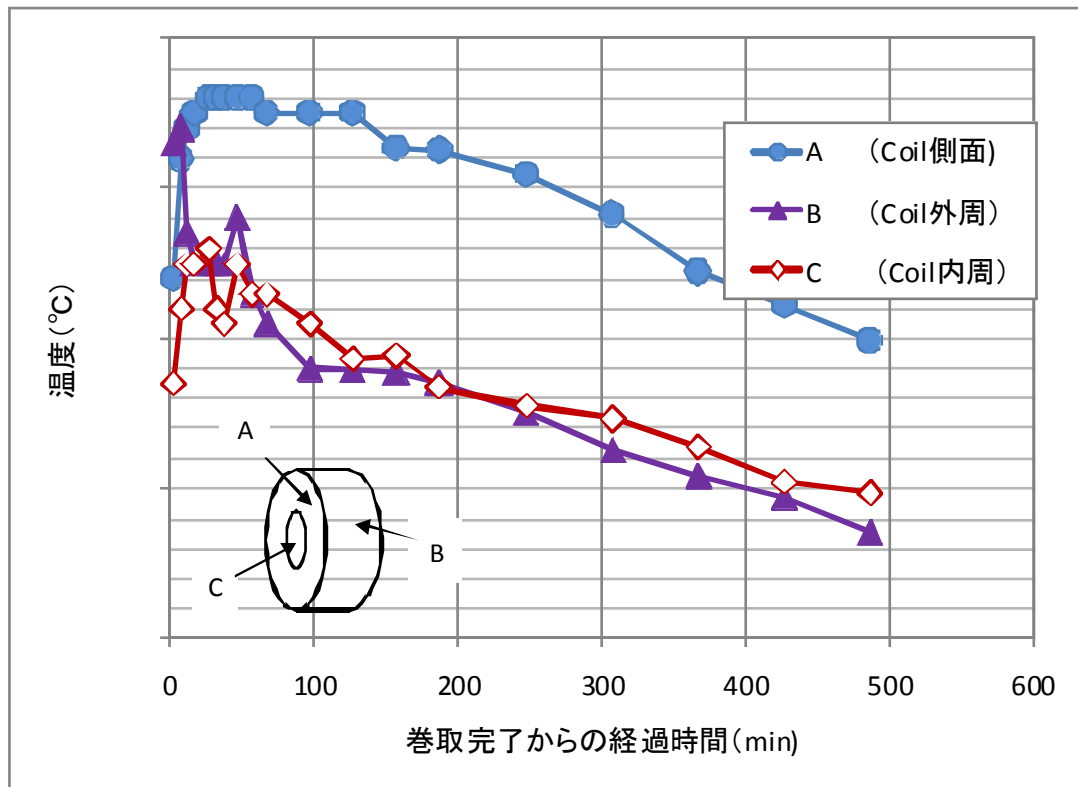
※設定が大きく低温側に外れたため測定開始時から温度が低く、30分で測定を中止した。

図 4.18 コイル温度(A2B18013S)



※A等温状態 30分を確認後に測定を中止した。

図 4.19 コイル温度(A2B18019S)



※A点はWS側，DS側測定可能な箇所を測定しており，2箇所の場合は，平均値をグラフ化した。

図 4.20 コイル温度(A2B18020S)

5. 熱延鋼板の品質

実機製造した自動車用鋼板の熱延鋼板について、製造条件とその結果特性の概要をつかむため、スキンプス（SKP）でサンプルを採取して調査を行った。

5.1 熱延鋼板の品質確認方法

5.1.1 項に示す熱延鋼板および、次章に記す酸洗鋼板から採取したサンプルを用いて、5.1.2～5.1.8の品質確認項目の分析および測定を実施した。

5.1.1 熱延鋼板のサンプル採取

スキンプス（SKP）の先端および尾端(オフゲージでない位置)から、全幅×600mmを4枚サンプルリングし、各試験片の切り出しを行う。表 5.1に、採取位置と各コイルの試験項目を示す。図 5.1に先端および尾端の採取位置を、A2B18020を例として示す。図 5.2は、試験片の切り出しを示した。

表 5.1 スキンプス（SKP）サンプル採取位置

		A2B18013		A2B18019		A2B18020	
		先端	尾端	先端	尾端	先端	尾端
サンプリング	位置（SKP）	尾端10m	先端11m	尾端10m	先端10m	尾端17m	先端10m
	枚数	全幅×600L 各4枚（予備含む）					

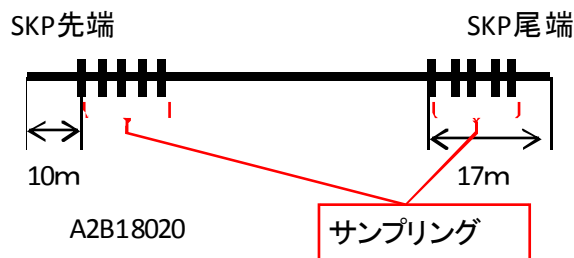


図 5.1 スキンプス（SKP）サンプル採取方法

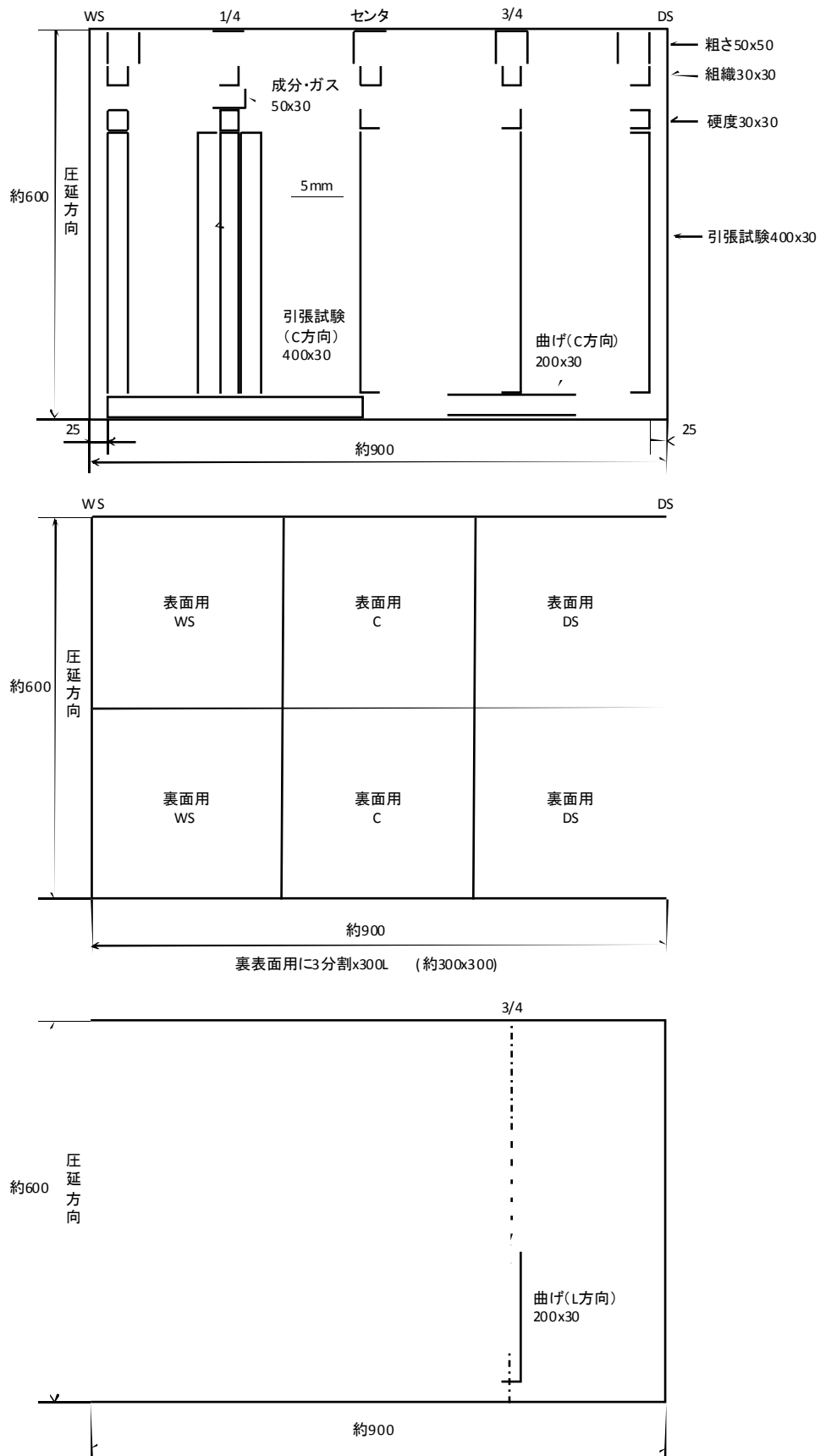


図 5.2 スキンパス (SKP) サンプルの試験片切り出し

5.1.2 製品の化学成分分析

成分・ガス分析を実施した。

試験片：50×30mm

サンプル：幅 1/4 部

測定項目：C, Si, Mn, P, S, Cu, Ni, Cr, Mo, V, Nb, Sn, Pb, B,
Ca, Al, Ti, O, N

5.1.3 機械的性質

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 5.3 に示す 5 号試験片に加工する。

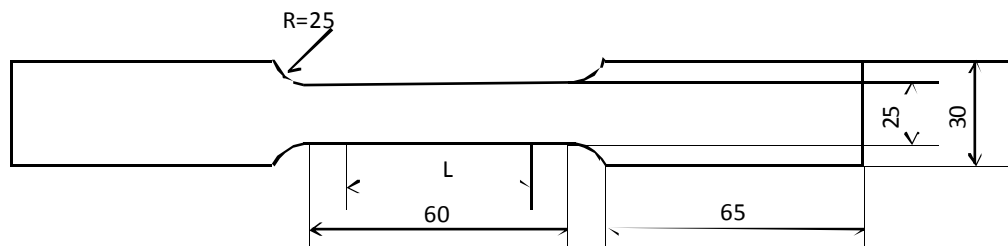


図 5.3 引張試験片

5.1.4 表面特性

表面粗さおよびスケール等の表面状態を確認した。

- ・粗さ測定

試験法：JIS B0633 に準ずる。

試験片：50×30mm

5.1.5 曲げ性

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

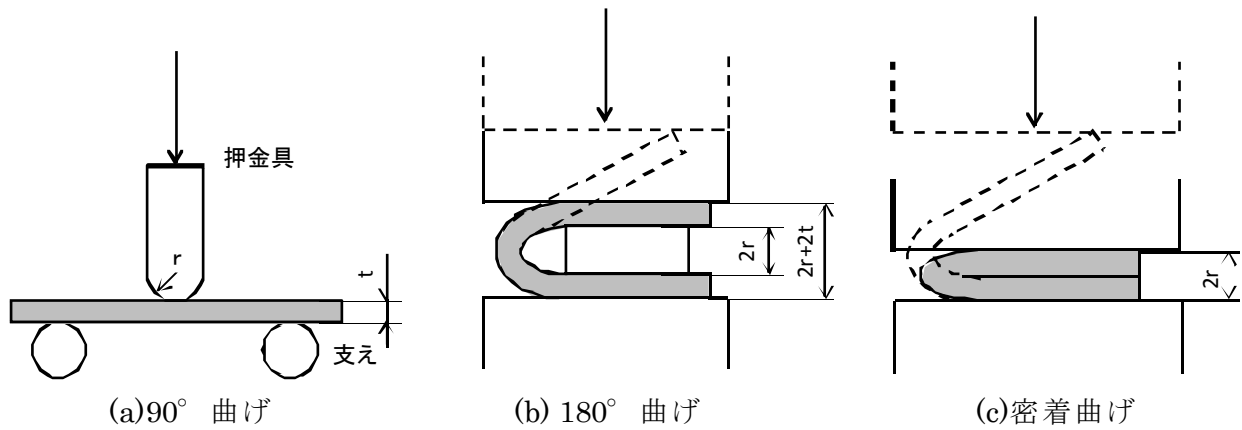


図 5.4 曲げ試験方法

5.1.6 組織および介在物

顕微鏡およびSEMで、組織と介在物を観察した。

5.1.7 硬さ

ビッカース硬さを測定した。

試験方法：JIS Z 2244 に準ずる。

5.2 熱延鋼板の品質確認結果

スキンパス（SKP）採取の熱延鋼板の品質確認結果を示す。
本節のサンプル名は、コイル No.と採取位置で表す。

例： A2B18013 のスキンパス（SKP）尾端 10m のサンプルは、「A2B18013_T」
A2B18013 のスキンパス（SKP）先端 11m のサンプルは、「A2B18013_H」

5.2.1 製品の化学成分分析

表 5.2 に、スキンパス（SKP）尾端幅 1/4 部よりサンプリングした各コイルのチェック分析結果を示す。

全コイルで分析値のばらつきは小さく、溶製鑄込み全体で安定した品質を確保できていると判定した。

表 5.2 スキンパス (SKP) 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
SKP	A2B18013	0.185	1.089	0.45	0.025	0.005	0.15	0.06	0.98
	A2B18019	0.196	1.091	0.45	0.025	0.005	0.15	0.06	0.97
	A2B18020	0.193	1.091	0.45	0.025	0.005	0.14	0.06	0.98

		%							
時期		Mo	V	Nb	Sn	Pb	B	Ca	Ti
目標値		0.3			0.015				
SKP	A2B18013	0.33	0.011	0.004	0.013	0.001	0.0013	0.0011	0.007
	A2B18019	0.33	0.011	0.004	0.013	0.001	0.0020	0.0012	0.007
	A2B18020	0.33	0.011	0.004	0.012	0.001	0.0019	0.0011	0.007

		%		ppm		% ※2	
時期		Al	O	N	Ceqw	Pcm	
目標値		0.030	20(30)	40(70)			
SKP	A2B18013	0.022	40	74	0.588	0.332	
	A2B18019	0.024	42	66	0.597	0.345	
	A2B18020	0.023	36	68	0.594	0.341	

※ 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。

5.2.2 機械的性質

表 5.3 および図 5.5 に、各コイルのスキンパス (SKP) 先端および尾端よりサンプリングした試験片で引張試験を実施した結果を示す。

なお、この試験サンプルはコイルの先尾端であり、圧延温度設定は狙い通りではない位置であるが、広い温度範囲でどのような特性を得ることができているかを確認するために試験を実施した。

結果として、温度は狙いを外れているため、コイル毎の強度は 1100～1600MPa と大きく異なる。しかし、同一コイル内では、長手方向の先尾端のオフゲージ相当部を除くと非常に安定した強度特性を得られている。また、同一コイルの幅方向についても両エッジを除くと、強度バラツキは少なく非常に安定している。

表 5.3 引張試験結果(スキンプス (SKP))

サンプル	方向	位置 ※	YP/YS N/mm2	TS N/mm2	EL %	TS×EL
A2B18013S_H	L	WS	1171	1618	9.8	15856
	L	1/4E	1220	1616	10.0	16160
	L	1/4	1080	1622	11.1	18004
	L	1/4C	1190	1637	11.3	18498
	L	C	1112	1622	10.8	17518
	L	3/4	1249	1661	11.3	18769
	L	DS	1173	1603	11.7	18755
	C	1/4	1088	1640	9.9	16236
A2B18013S_T	L	WS	1186	1626	12.1	19675
	L	1/4E	1130	1631	12.4	20224
	L	1/4	1340	1628	9.7	15792
	L	1/4C	1180	1643	11.2	18402
	L	C	1115	1619	13.2	21371
	L	3/4	1115	1589	11.7	18591
	L	DS	1159	1655	12.7	21019
	C	1/4	1210	1638	10.3	16871
A2B18019S_H	L	WS	1270	1452	9.8	14230
	L	1/4E	859	1157	15.1	17471
	L	1/4	831	1176	14.5	17052
	L	1/4C	813	1169	14.6	17067
	L	C	771	1107	18.2	20147
	L	3/4	752	1085	17.0	18445
	L	DS	1140	1299	10.7	13899
	C	1/4	798	1190	12.7	15113
A2B18019S_T	L	WS	1040	1202	10.3	12381
	L	1/4E	788	1130	16.3	18419
	L	1/4	766	1130	16.7	18871
	L	1/4C	766	1148	17.0	19516
	L	C	787	1149	18.0	20682
	L	3/4	710	1074	16.6	17828
	L	DS	974	1135	17.3	19636
	C	1/4	701	1133	10.6	12010
A2B18020S_H	L	WS	1290	1503	7.8	11723
	L	1/4E	1020	1192	12.9	15377
	L	1/4	1110	1223	11.5	14065
	L	1/4C	1040	1191	11.3	13458
	L	C	1080	1207	11.5	13881
	L	3/4	908	1116	12.9	14396
	L	DS	1190	1326	9.3	12332
	C	1/4	837	1102	8.9	9808
A2B18020S_T	L	WS	967	1156	7.4	8554
	L	1/4E	782	1205	14.8	17834
	L	1/4	807	1194	15.5	18507
	L	1/4C	756	1174	13.6	15966
	L	C	843	1207	14.7	17743
	L	3/4	765	1165	15.8	18407
	L	DS	915	1110	17.3	19203
	C	1/4	784	1201	13.9	16694
					平均	16718

※幅方向の採取位置。

WS : ワークサイド, 1/4E : WS から 1/4 部のエッジ側, 1/4 : WS から 1/4 部,
1/4C : WS から 1/4 部のセンター側, C : センター, 3/4, DS : ドライブサイド

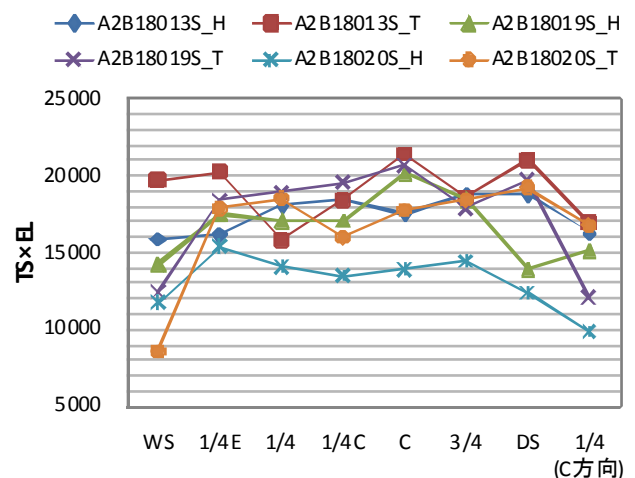
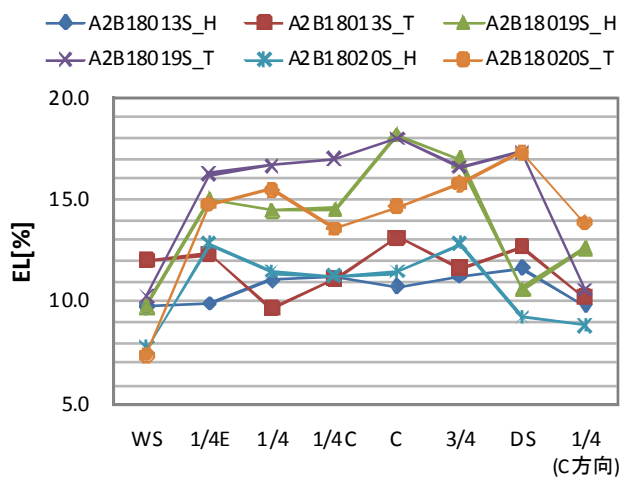
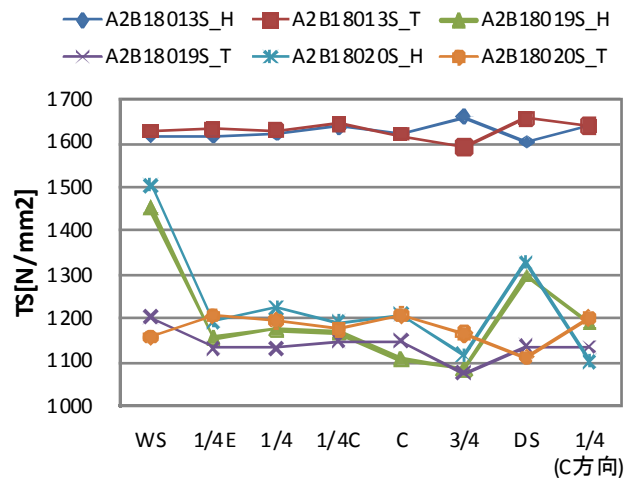
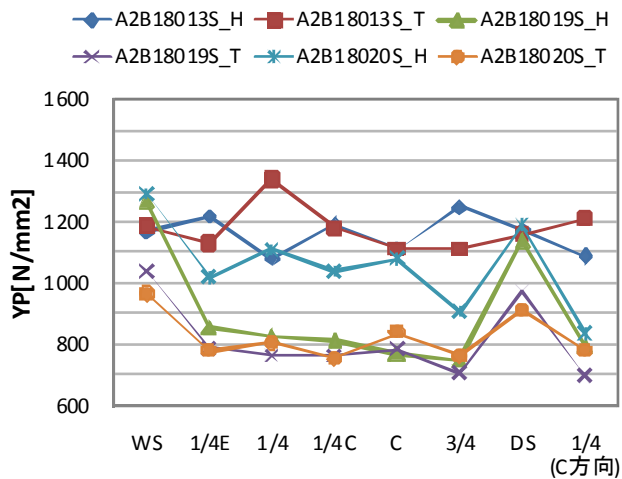


図 5.5 引張試験結果(スキンプス (SKP))

5.2.3 介在物

図 5.6～図 5.14 は、スキンプス (SKP) 尾端の幅 1/4 部のサンプルについて、析出物(介在物)の分析を行った結果である。初めての铸込みで、かつ連続铸造の最終連の铸込みであることから、定常の製造より条件は悪いが介在物は少なかった。また、介在物は Al, Ca, Mg, Mn を主とした $10\mu\text{m}$ 以下のもののみで、機械的性質に著しい影響を与える大きなものは無かった。

このことから、製鋼での介在物制御が初回製造としては良かったと判断している。

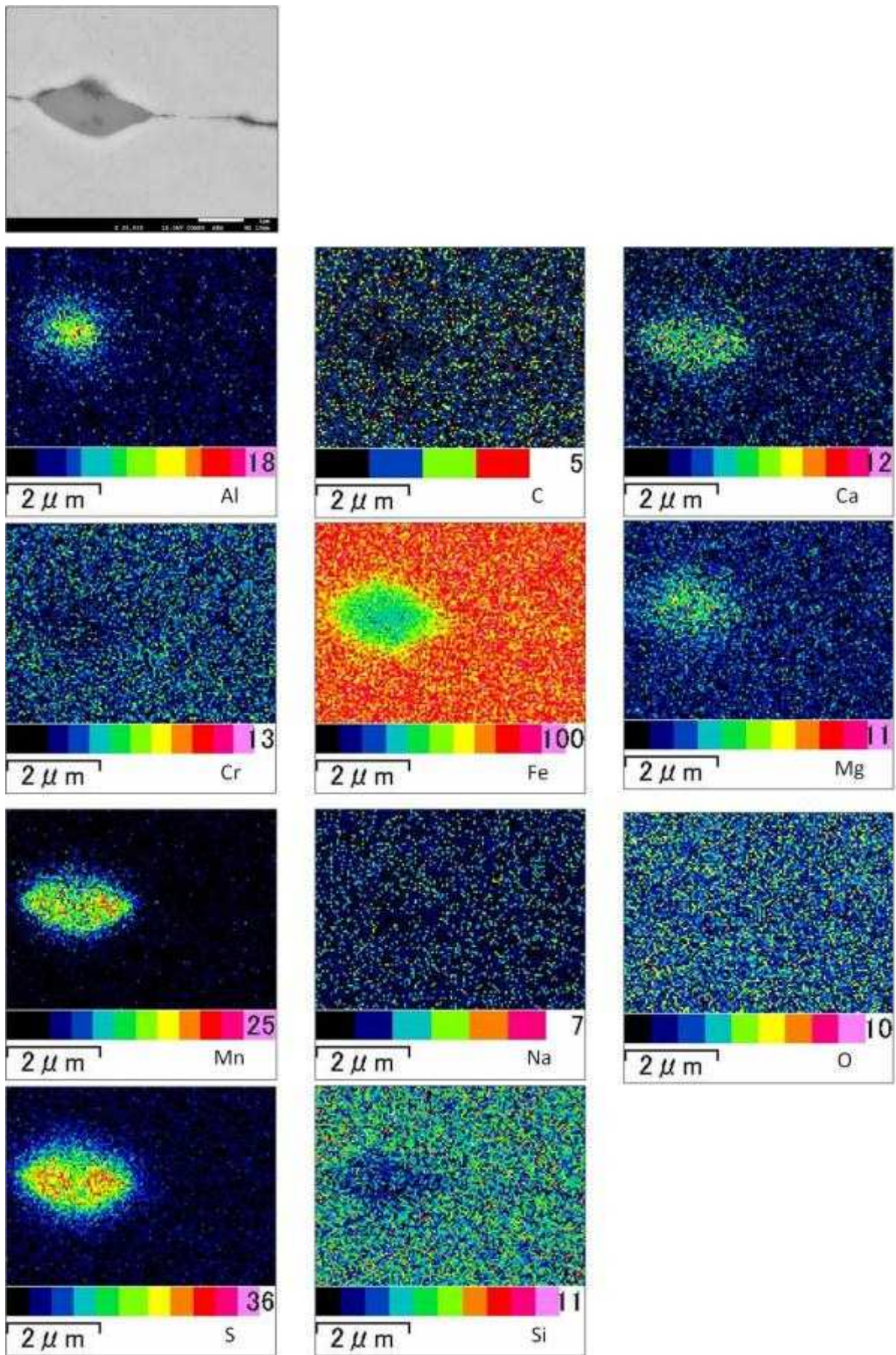


図 5.6 介在物調査結果(A2B18019 介在物-1)

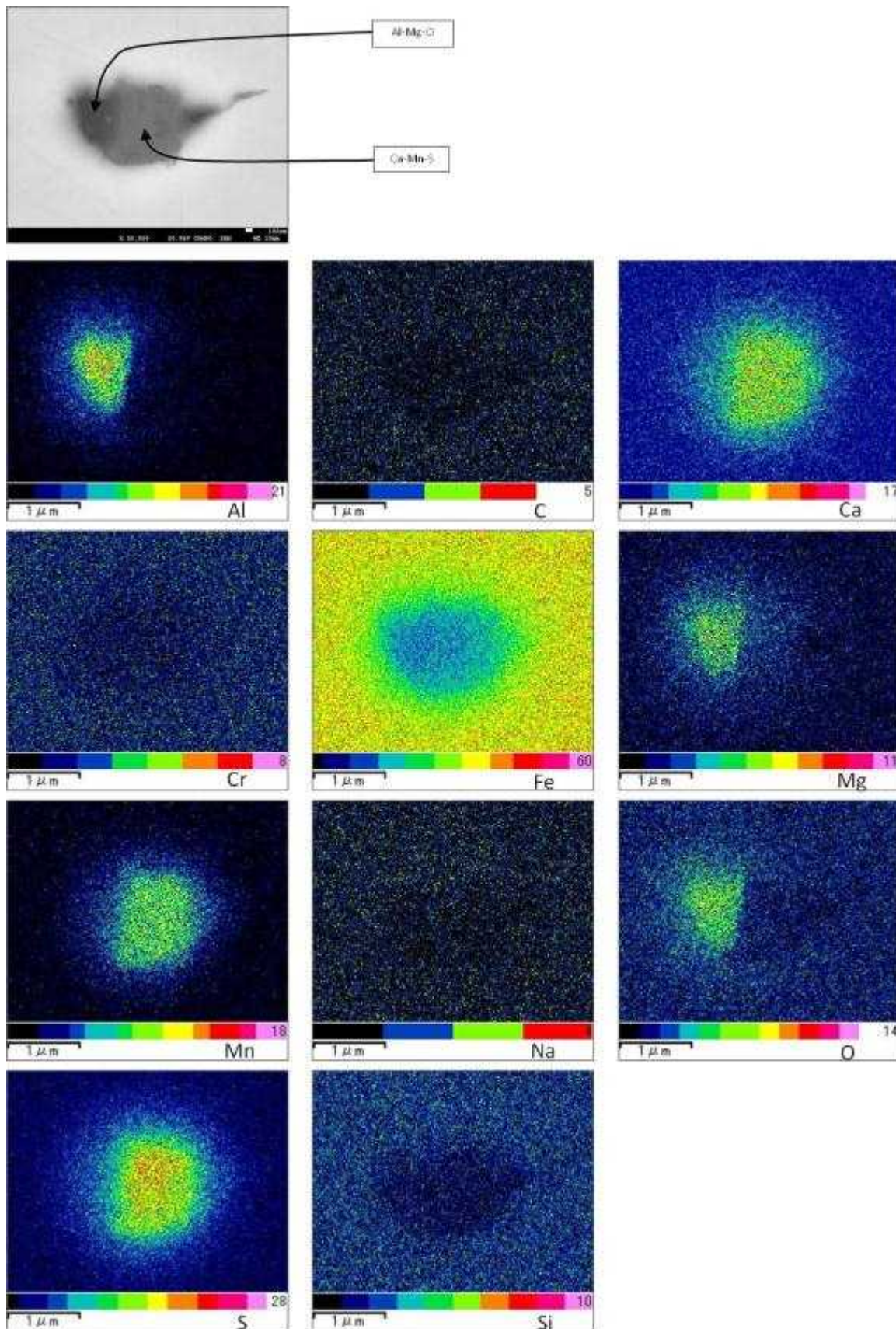


図 5.7 介在物調査結果(A2B18019 介在物-2)

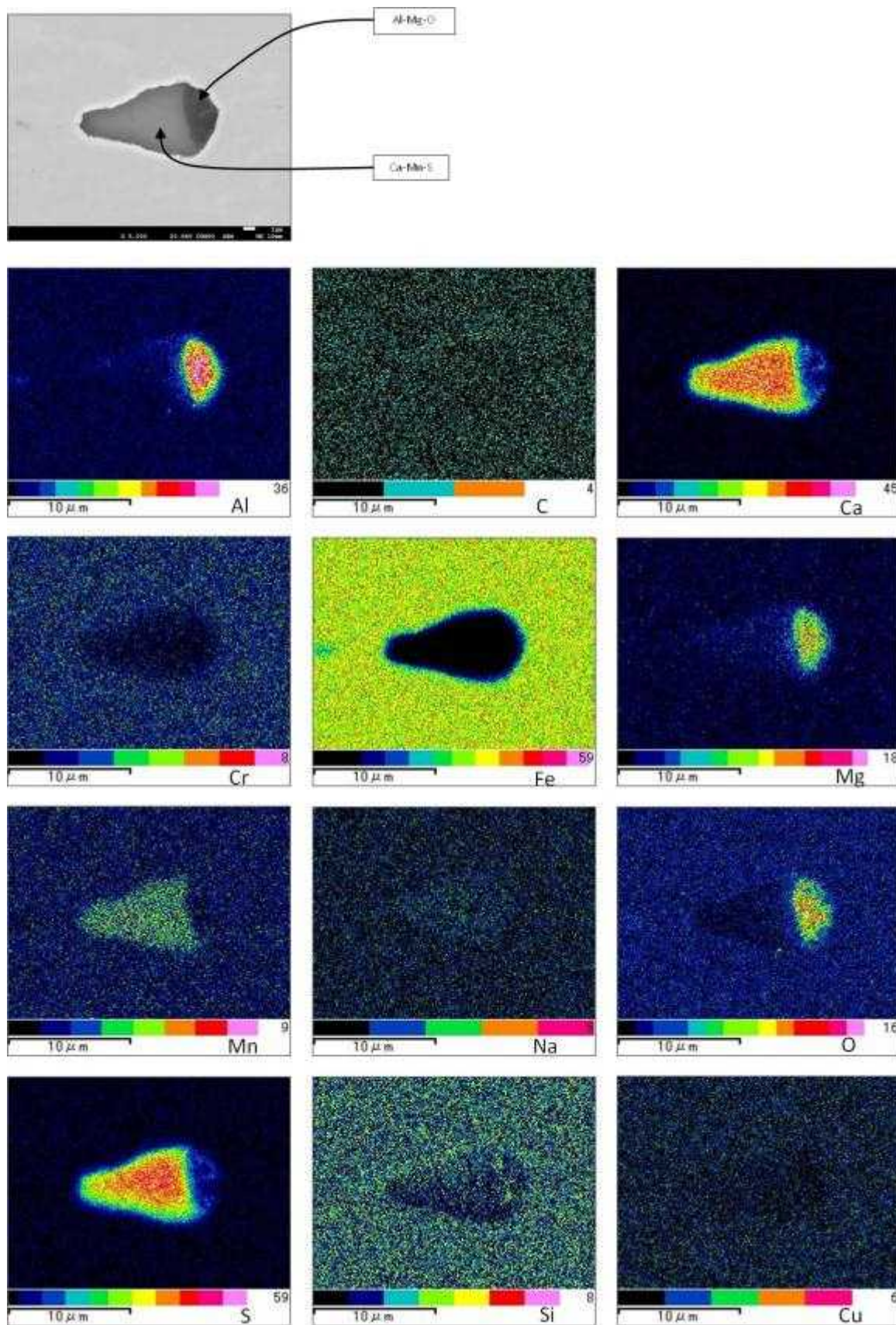


図 5.8 介在物調査結果(A2B18019 介在物-3)

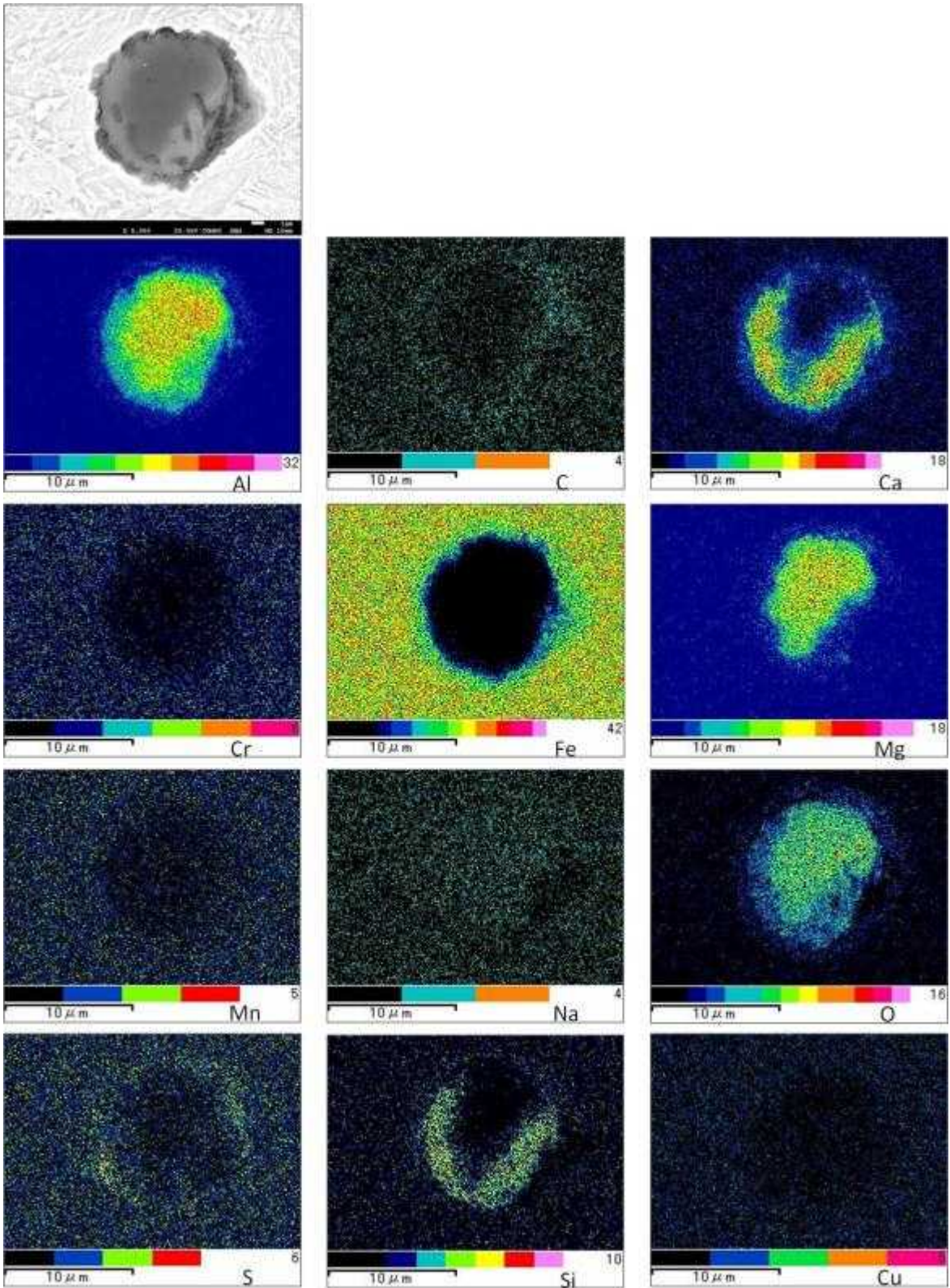


図 5.9 介在物調査結果(A2B18020 介在物-1)

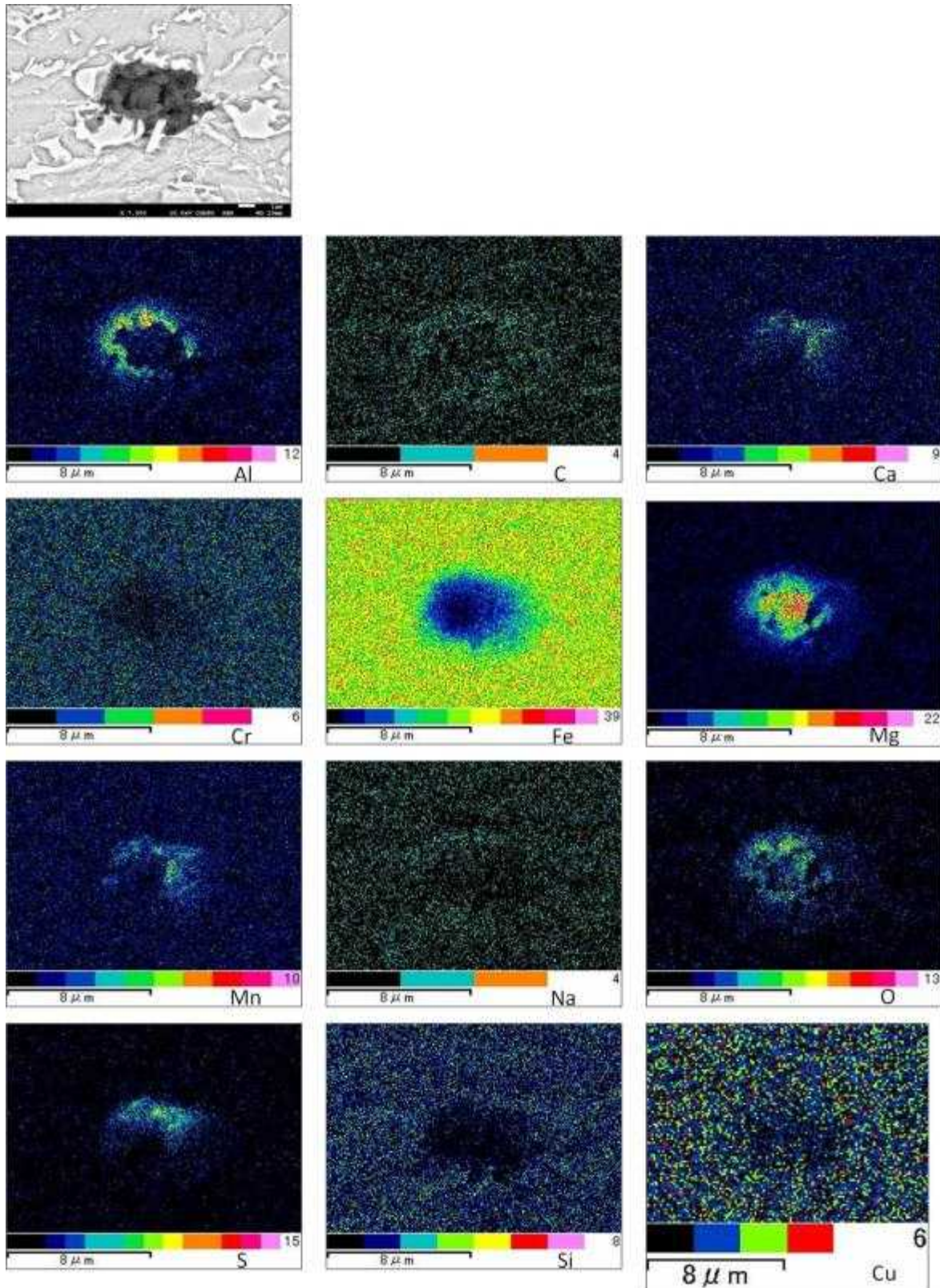


図 5.10 介在物調査結果(A2B18020 介在物-2)

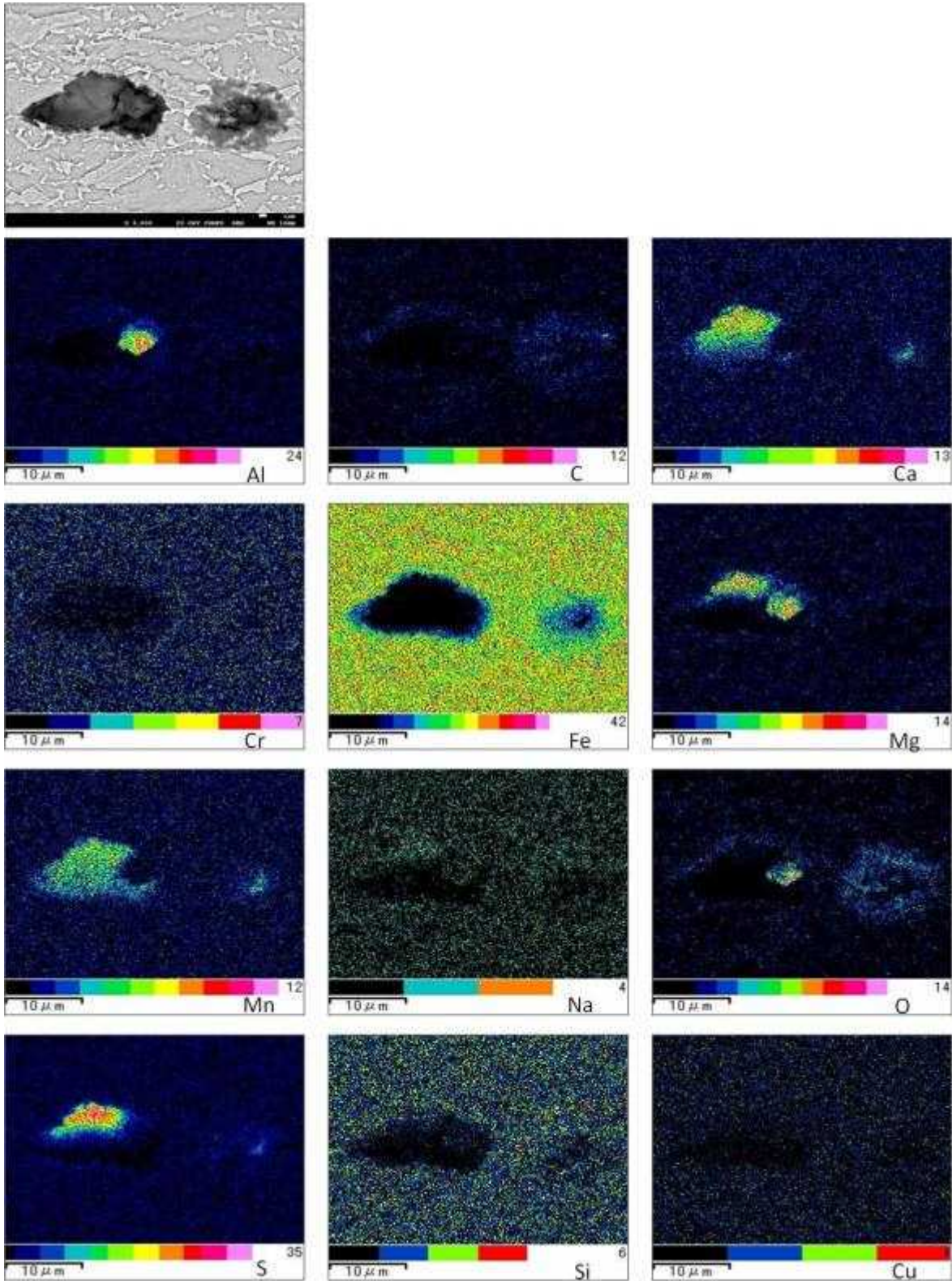


図 5.11 介在物調査結果(A2B18020 介在物-3)

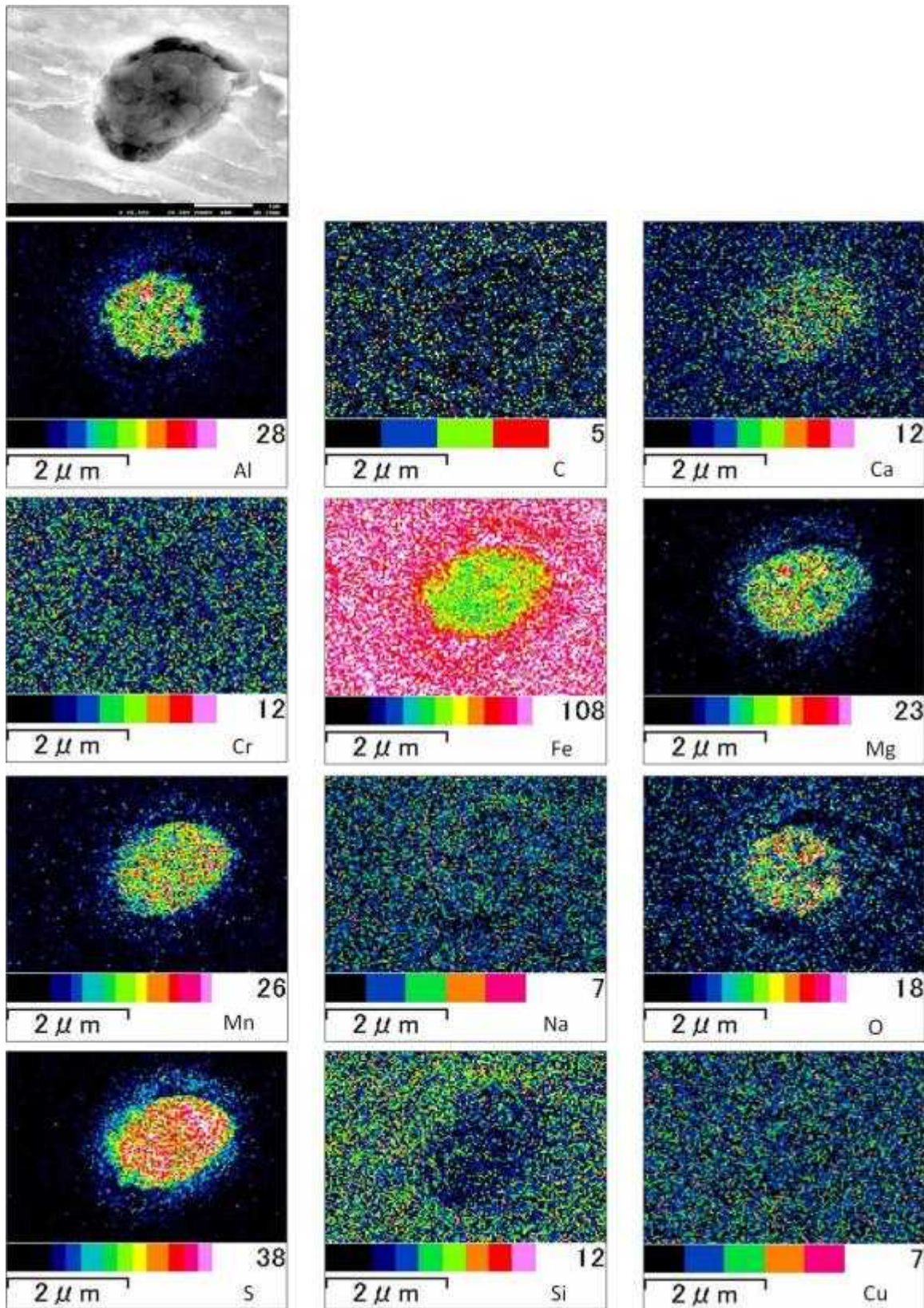


図 5.12 介在物調査結果(A2B18020 介在物-4)

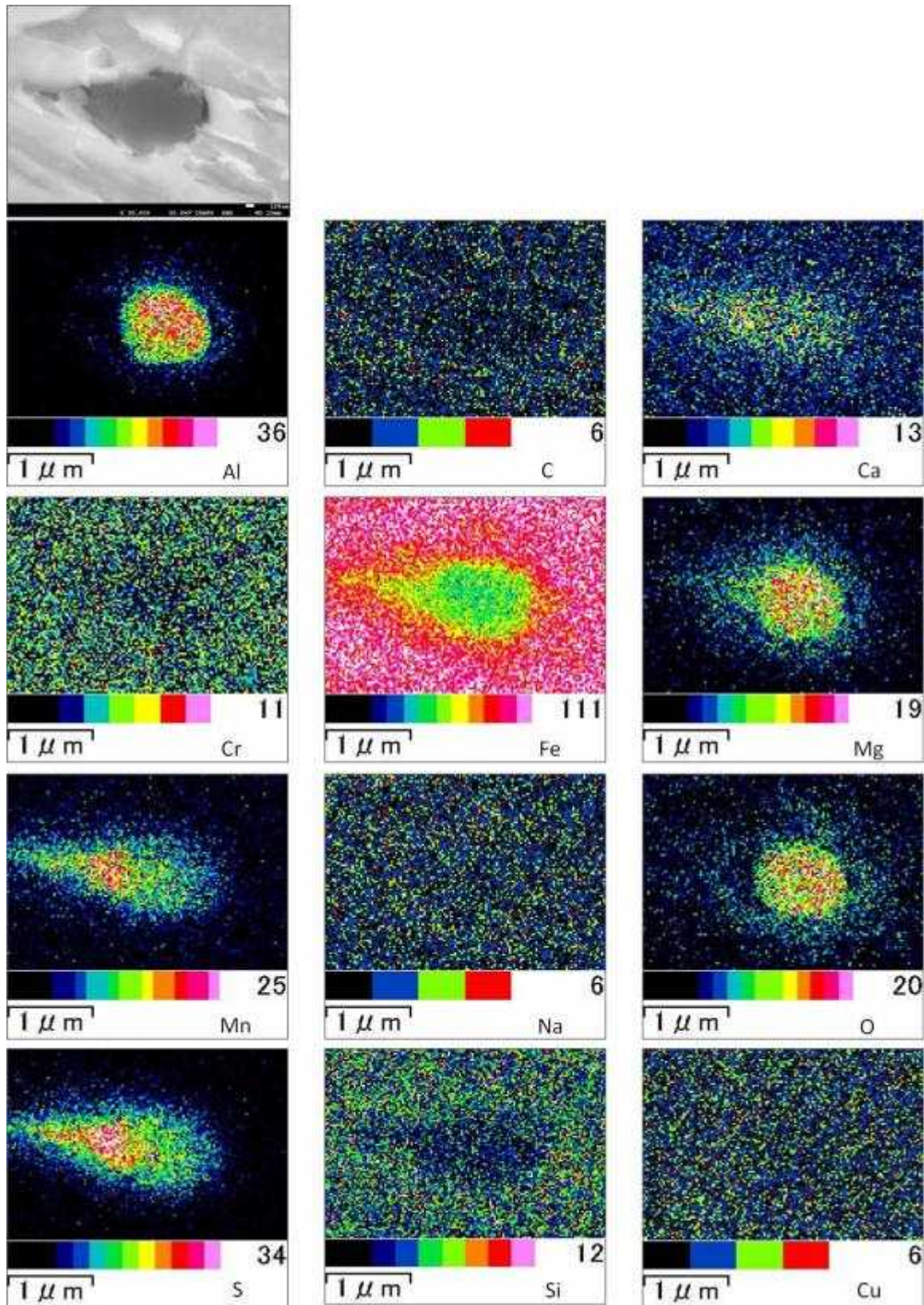


図 5.13 介在物調査結果(A2B18020 介在物-5)

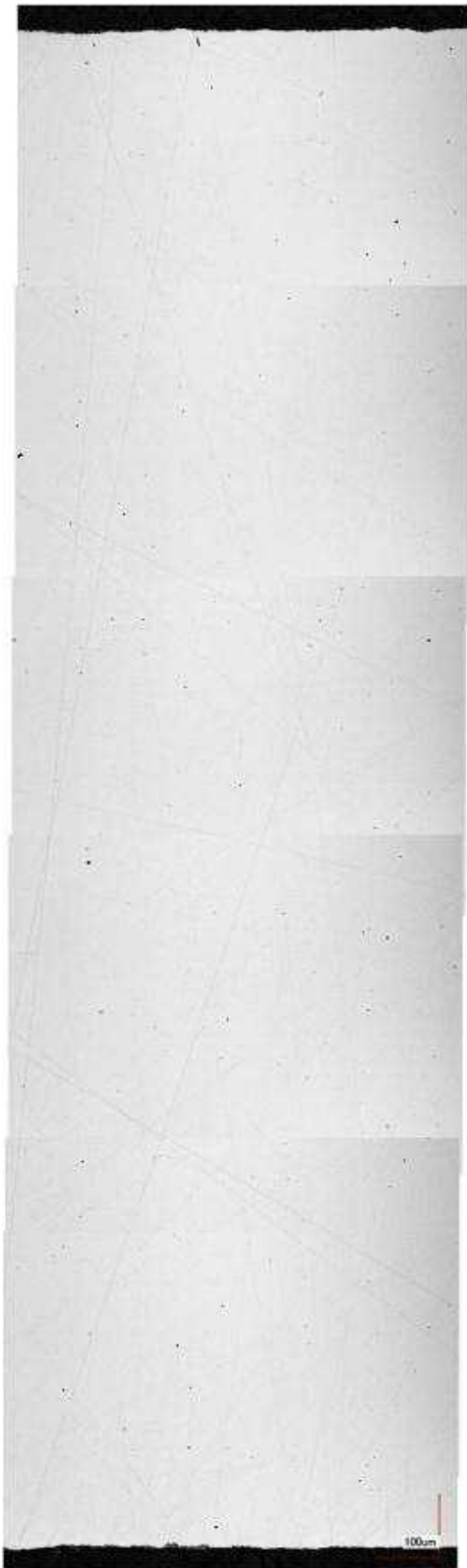


図 5.14 介在物の分布(A2B18019)

6. 酸洗鋼板の品質

品質検証のための材料採取にあたり、圧延の冷却条件からコイル A2B18020 を選定し、レベラー(LV)で鋼板にカットして、長手方向の機械的性質の確認を行った。その結果から、特定部位を決定し、酸洗品質を確認した。

6.1 酸洗鋼板の品質確認方法

6.1.1 サンプル採取

コイルのサンプリング位置は、温度変化を 20m 単位で平均化して、FDT および CT の高い低いの組み合わせを考慮し、①～⑤の 5ヶ所とした。

レベラー(LV)にて、表 6.1 のようにカットシートにしたものから試験片を切り出した。図 6.1 に、サンプリング位置の選定を示す。

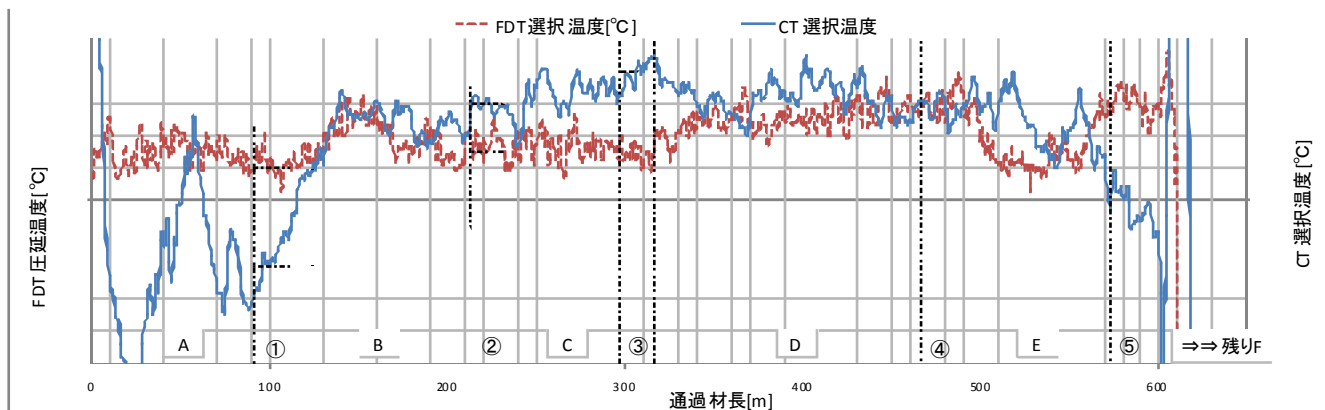


図 6.1 レベラー(LV)サンプル採取位置選定図

表 6.1 レベラー(LV)切断結果

位置	切断長 mm	枚数	重量 kg	計算長 m	累計長 m	圧延長 m			備考
トツ°	700	1	10	0.700	0.700				スクラップ°
	1580	1	22	1.580	2.280				スクラップ°
	1480	1	20	1.480	3.760				Aに含む(手動で切断)
	1202	2	33	2.404	6.164				スクラップ°
	6710	1	93	6.710	12.874				Aに含む(手動で切断)
	3645	1	50	3.645	16.519				スクラップ°
A-1	1202	22	366	26.444	42.963		~		(上記端尺3枚含む)
A-2	1202	7	117	8.414	46.600				入側で一度分割(反りのため)
A-3	1831	25	635	45.775	92.375			92.38	
①	1831	1	25	1.831	94.206	92.38	~	94.21	サンプル
	1831	10	254	18.310	112.516	94.21	~	112.52	
B	1831	56	1422	102.536	215.052	112.52	~	215.05	
②	1831	1	25	1.831	216.883	215.05	~	216.88	サンプル
	1831	9	229	16.479	233.362	216.88	~	233.36	
C	1831	36	914	65.916	299.278	233.36	~	299.28	
③	1831	1	25	1.831	301.109	299.28	~	301.11	サンプル
	1831	9	229	16.479	317.588	301.11	~	317.59	
D	1831	83	2108	151.973	469.561	317.59	~	469.56	
④	1831	1	25	1.831	471.392	469.56	~	471.39	サンプル
	1831	9	229	16.479	487.871	471.39	~	487.87	
E	1831	48	1219	87.888	575.759	487.87	~	575.76	
⑤	1831	1	25	1.831	577.590	575.76	~	577.59	サンプル
	1831	5	127	9.155	584.914	577.59	~	584.91	
F	1831		0				~		コイルイント°で終了
イント°	1915	1	27	1.915	586.829	584.91	~	586.83	スクラップ°
	915	1	13	0.915	587.744	586.83	~	587.74	スクラップ°

6.1.2 調査項目および方法

初めに、①～⑤のサンプルを用いて引張試験を行った。その結果から、降伏点の最も低い④を代表に選び、以降の調査用サンプルを切り出して試験を行った。

6.2 酸洗鋼板の品質確認結果

6.2.1 機械的性質

レベラー(LV)サンプルの引張試験は、①～⑤の熱延鋼板および、酸洗したレベラー(LV)④サンプルで行った。

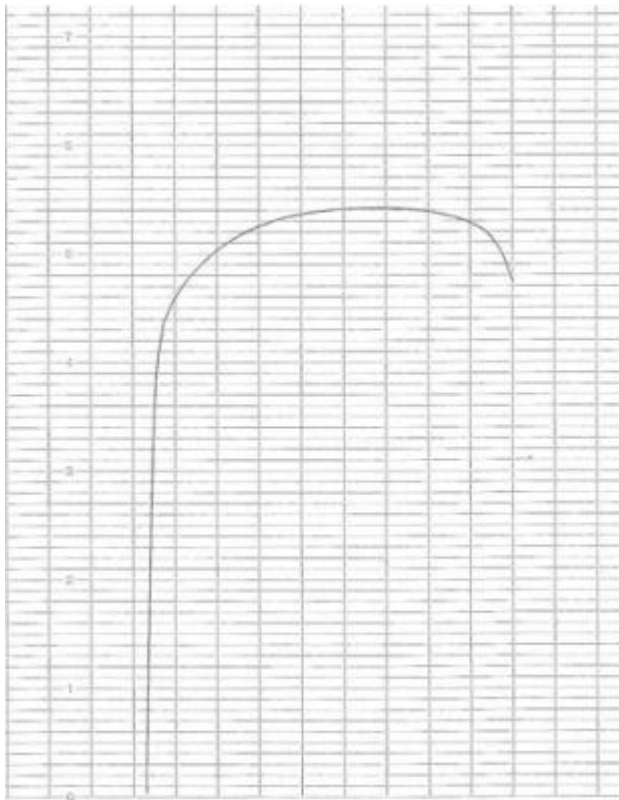
引張試験結果を、表 6.2 に示す。SS 曲線をエラー! 参照元が見つかりません。に示す。

全体的にはコイル全長に渡り温度のバラツキの影響が少ない非常に安定した強度特性が得られている。

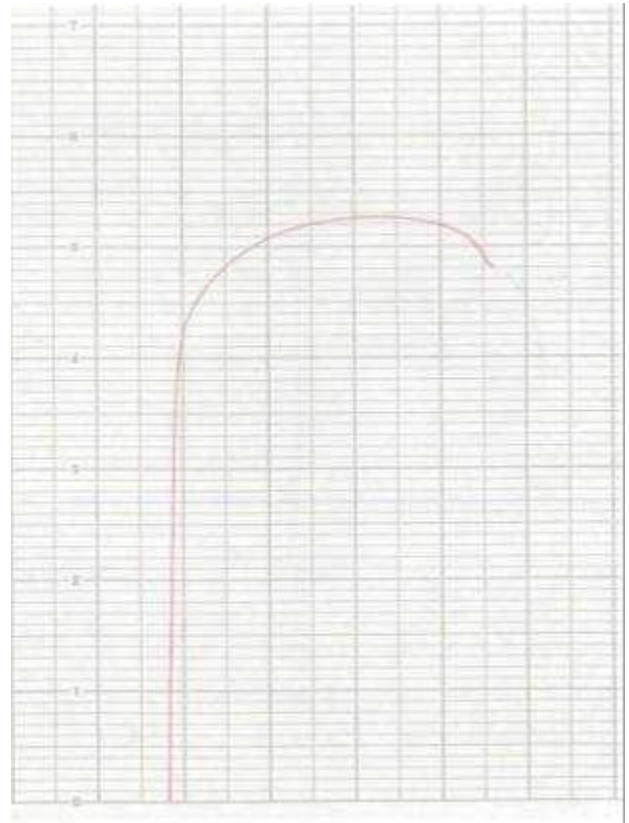
表 6.2 引張試験結果(レベラー(LV))

サンプル		方向	位置 ※	降伏点(YP) /耐力(YS) N/mm2	引張強さ TS N/mm2	伸び EL %	TS×EL N/mm2		
試作材	熱延 鋼板 (岡山)	①	L	WS	805	1162	16.2	18824	
			L	1/4	774	1071	18.7	20028	
			L	C	871	1142	18.5	21127	
			L	3/4	874	1142	18.7	21355	
			L	DS	836	1174	16.0	18784	
		②	L	WS	787	1070	17.7	18939	
			L	1/4	771	1028	20.6	21177	
			L	1/4	749	1032	20.3	20950	
			L	C	799	1094	19.4	21224	
			L	3/4	791	1082	19.1	20666	
		③	L	DS	825	1160	16.5	19140	
			L	WS	793	1116	16.7	18637	
			L	1/4	759	1039	20.6	21403	
			L	1/4	756	1020	20.5	20910	
			L	C	800	1089	19.4	21127	
		④	L	3/4	815	1100	19.0	20900	
			L	DS	830	1165	15.8	18407	
			L	WS	776	1087	16.6	18044	
			L	1/4	738	1006	20.0	20120	
			L	1/4	756	1070	19.6	20972	
	L		C	776	1056	20.0	21120		
	⑤	L	3/4	789	1072	18.9	20261		
		L	DS	846	1161	16.2	18808		
		C	1/4	776	1039	17.5	18183		
		L	WS	835	1093	17.3	18909		
		L	1/4	781	1048	18.0	18864		
	熱延 鋼板 (田原)	①	L	C	800	1079	18.8	20285	
			L	3/4	831	1071	16.3	17457	
			L	DS	1218	1386	9.0	12474	
			②	L	1/4	788	1111	16.7	18554
			③	L	1/4	750	1048	18.5	19388
		④	L	1/4	747	1062	17.7	18797	
			L	1/4	736	1045	18.2	19019	
			L	1/4	770	1062	17.2	18266	
			L	WS	762	1087	16.4	17827	
			L	1/4	734	1032	17.4	17957	
	酸洗 鋼板	④	L	C	747	1061	17.6	18674	
			L	3/4	784	1075	16.2	17415	
			L	DS	793	1088	16.3	17734	
			C	1/4	818	1080	15.3	16524	
			L	WS	761	1085	16.7	18120	
		L	1/4	735	1029	17.6	18110		
		L	C	736	1060	17.6	18656		
		L	3/4	786	1085	17.4	18879		
	現行高炉 比較材	980MPa	L		701	971	14.9	14468	
C				686	974	17.1	16655		
45°				590	1036	14.2	14711		
590MPa		L		444	646	25.2	16274		
		C		438	659	24.4	16068		
		45°		431	635	27.4	17404		

※幅方向の採取位置。WS, 1/4(WSから1/4部), C:センター, 3/4(WSから3/4), DS



(a) L方向



(b) C方向

図 6.2 SS 曲線(レベラー(LV)④岡山試験 1/4 部)

図 6.3 に、以上に記した機械的性質の TS と EL を、前章の熱延鋼板の結果と合わせて示す。試作材において、車体鋼板の高張力化の要求に応えられる水準である、強度 590MPa 以上、かつ、現行高炉材の 980MPa 材相当以上の TS×EL が、量産ラインで試作することができた。

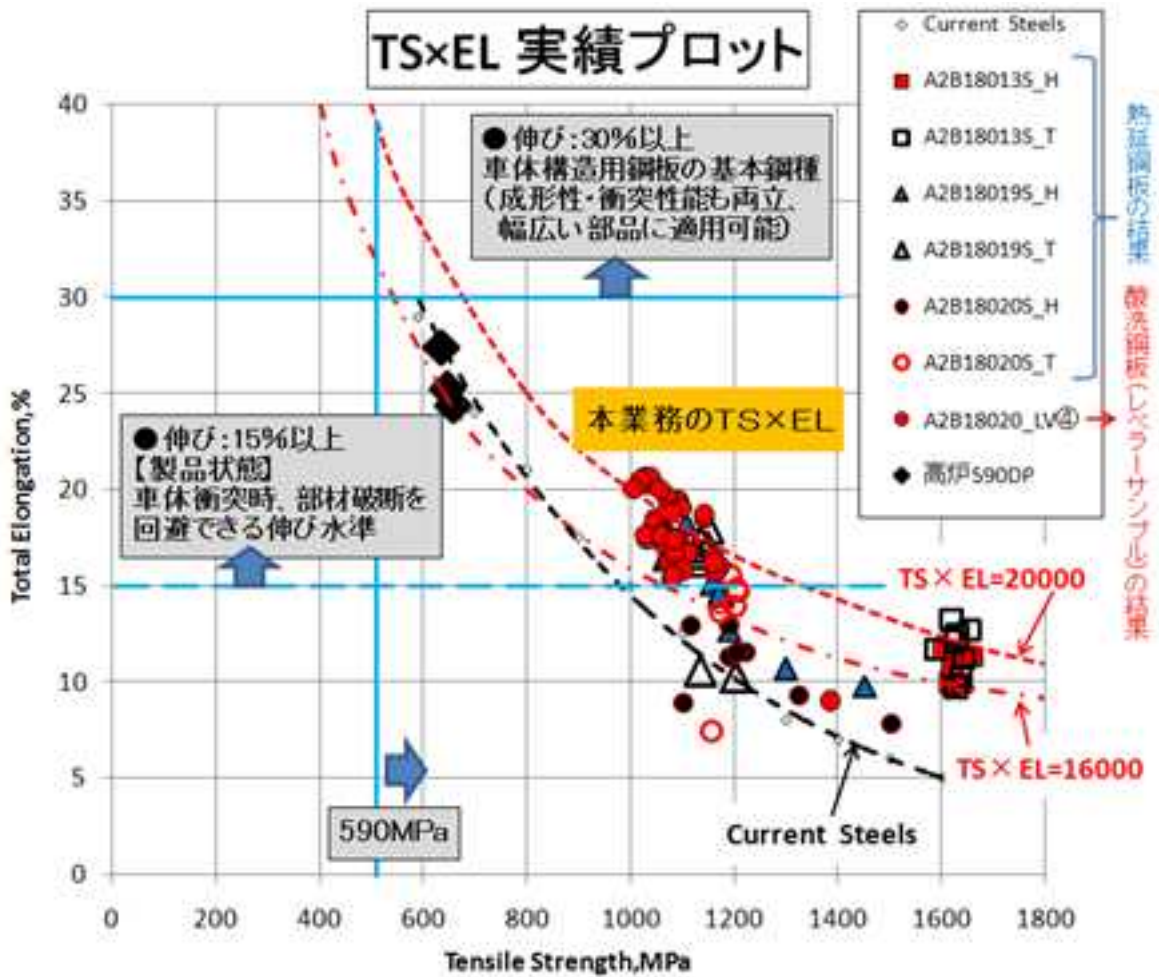


図 6.3 試作材の TS-EL プロット

6.2.2 表面特性

(1)粗さ測定結果

A2B18020 のレベラー(LV)④サンプルについて、表面粗さを測定した結果を図 6.4 に示す。

Ra のばらつきは少なく、 $1.5\sim 2.0\mu\text{m}$ であった。これは、SPHC の鋼板よりやや粗い程度である。

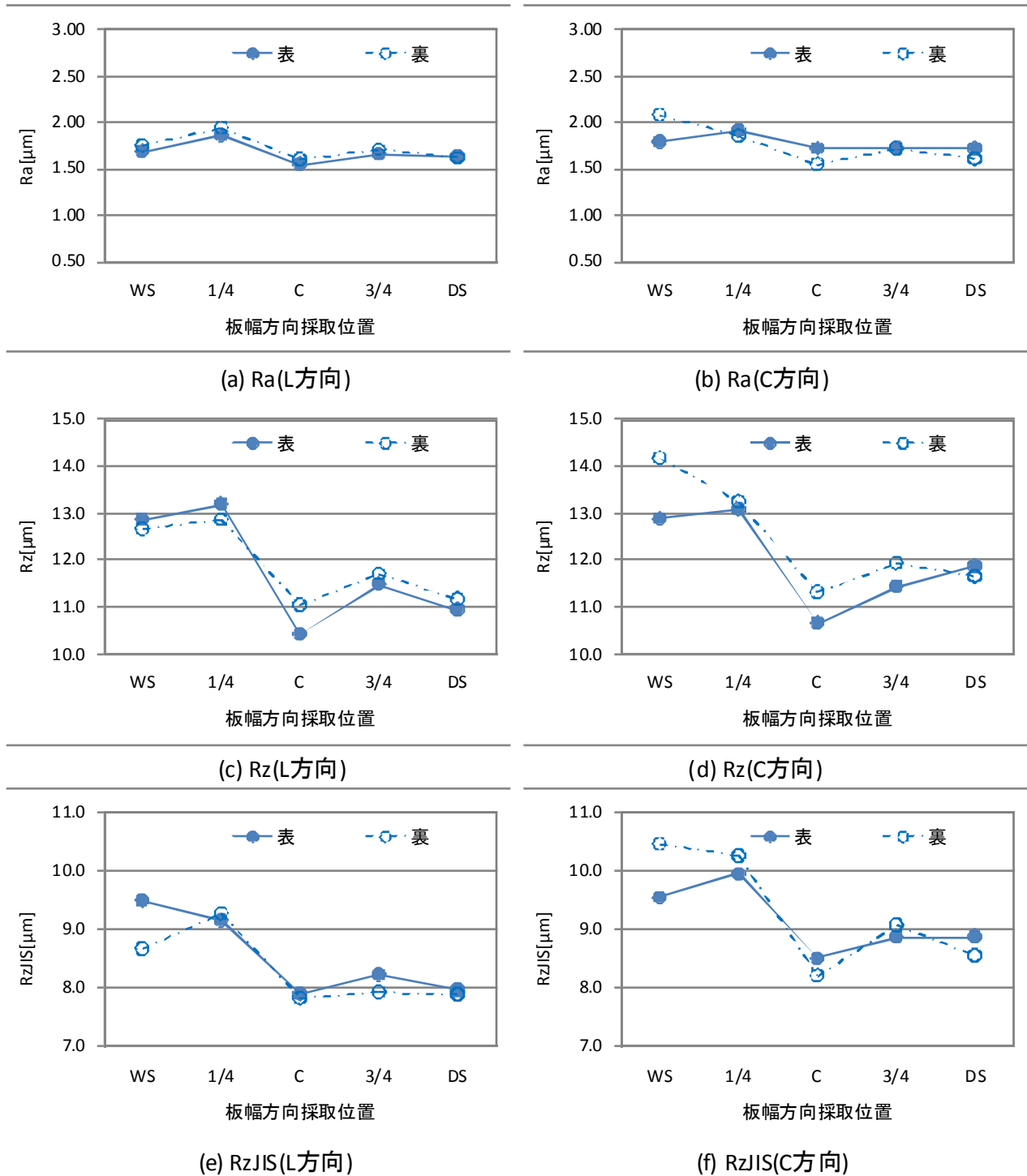


図 6.4 粗さ測定結果

6.2.3 組織

A2B18020 のレベラー(LV)④サンプルについて、組織を観察した。図 6.5～図 6.9 に顕微鏡観察結果、図 6.10～図 6.12 に SEM 観察結果を示す。

組織は、 $10\mu\text{m}$ 以下の微細な結晶粒である。ベイナイト主相に炭化物析出と MA が存在すると推定しているが、通常のナイトールエッチングの光学顕微鏡と SEM では、明確な判断がつかなかった。このため、品質検証の章に記す組織観察の検討を行った。

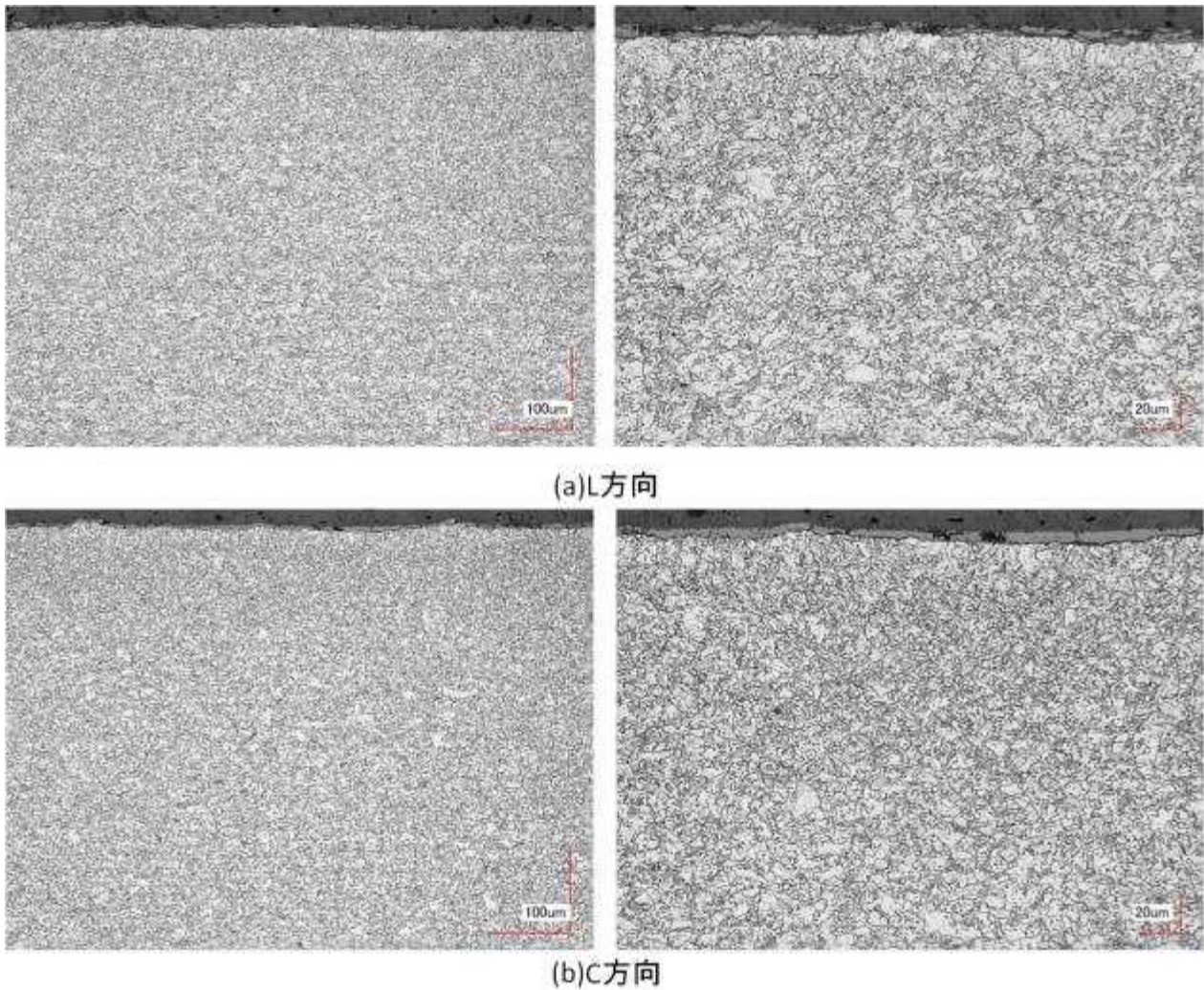


図 6.5 顕微鏡観察結果(表面)(左 400 倍, 右 1000 倍)

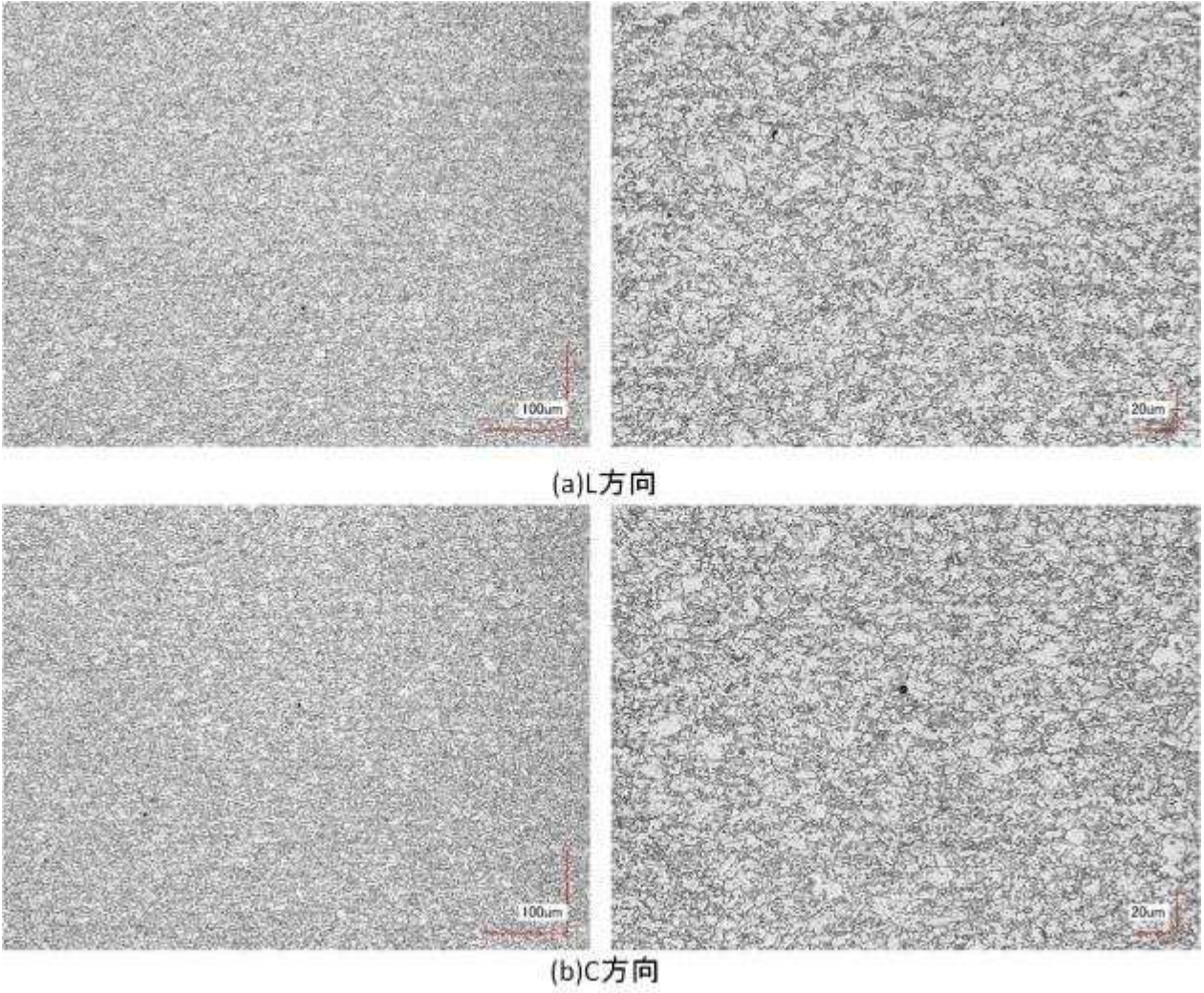
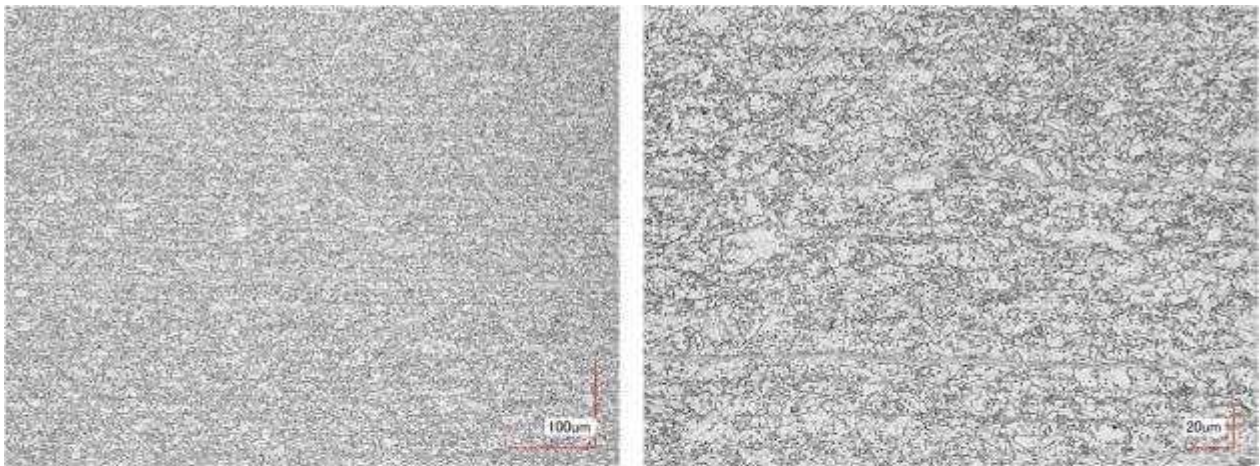
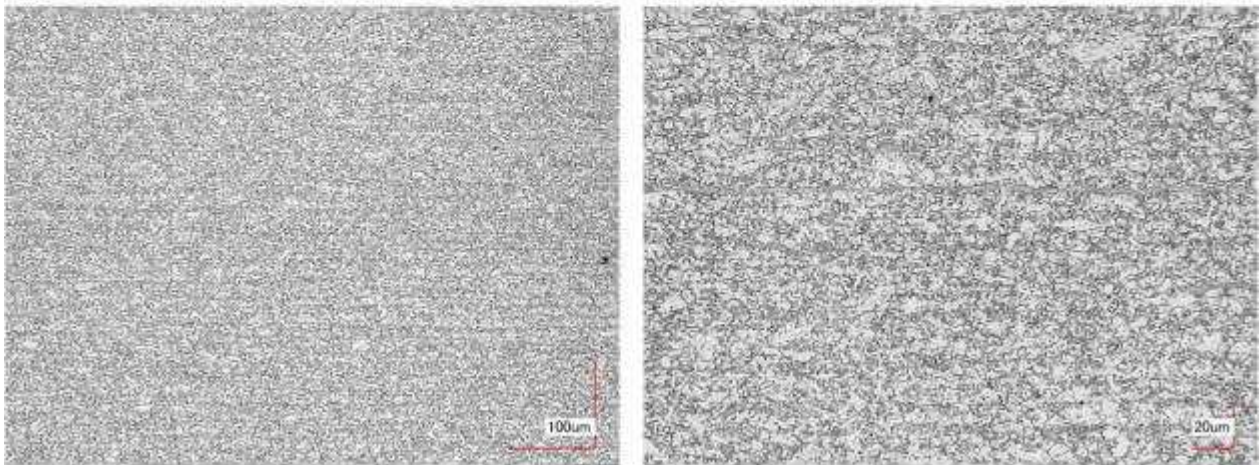


圖 6.6 顯微鏡觀察結果(1/4t)(左 400 倍, 右 1000 倍)

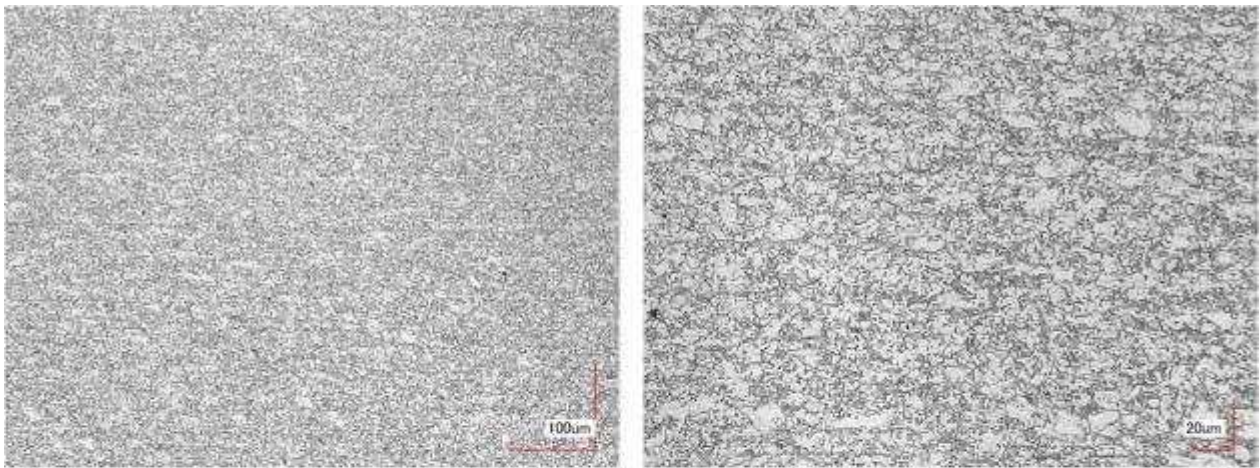


(a)L方向

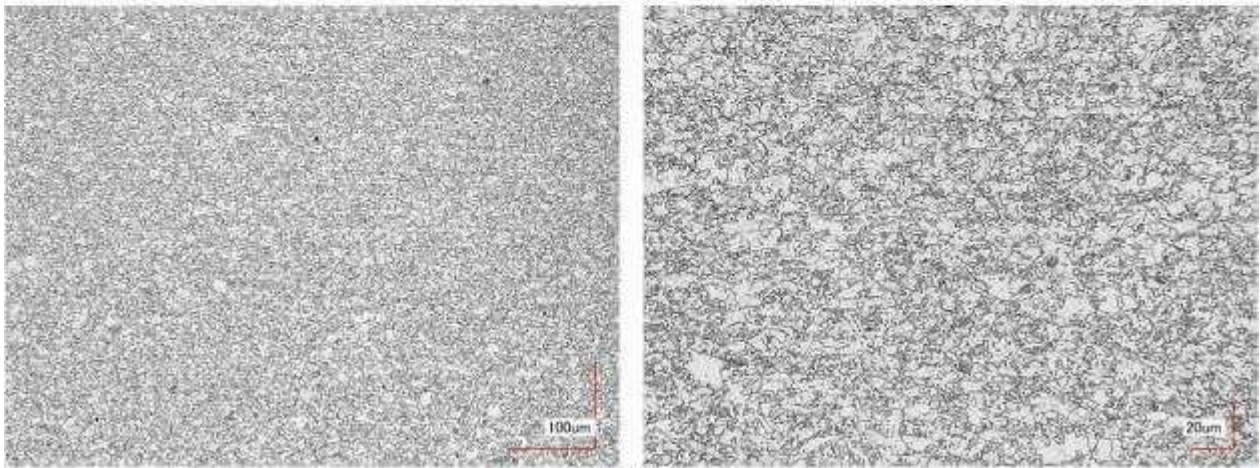


(b)C方向

圖 6.7 顯微鏡觀察結果(C)(左 400 倍, 右 1000 倍)

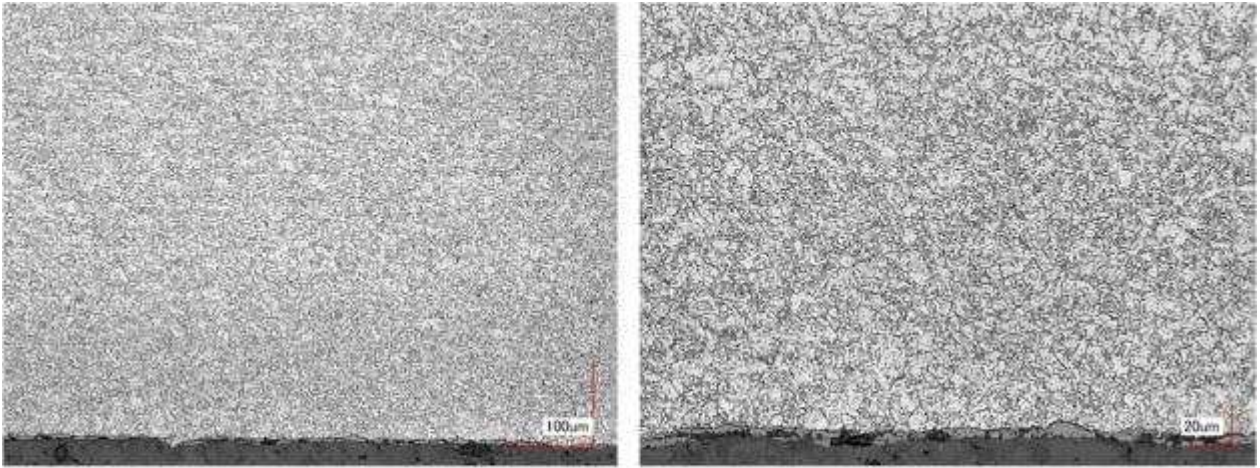


(a)L方向

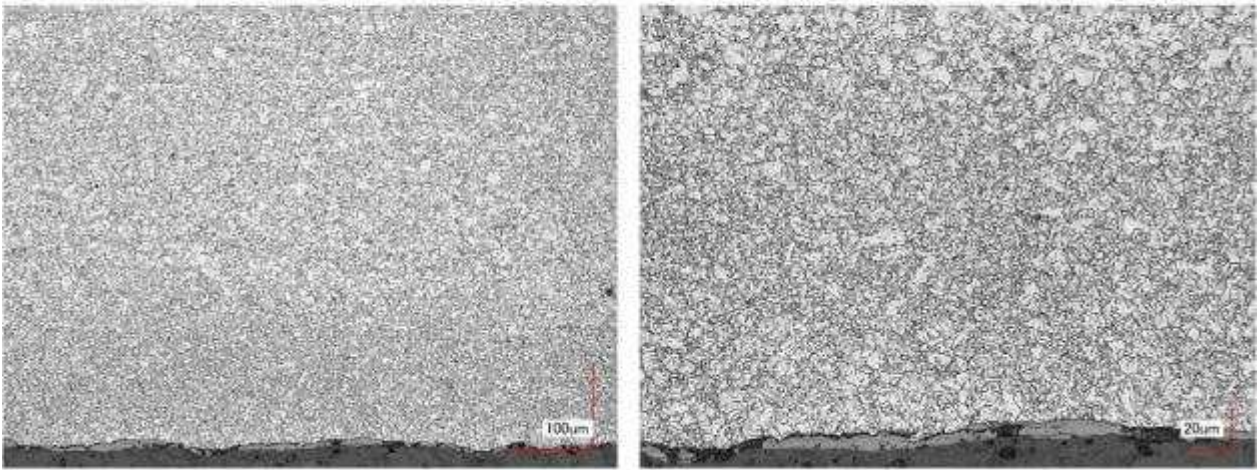


(b)C方向

圖 6.8 顯微鏡觀察結果(3/4t)(左 400 倍, 右 1000 倍)

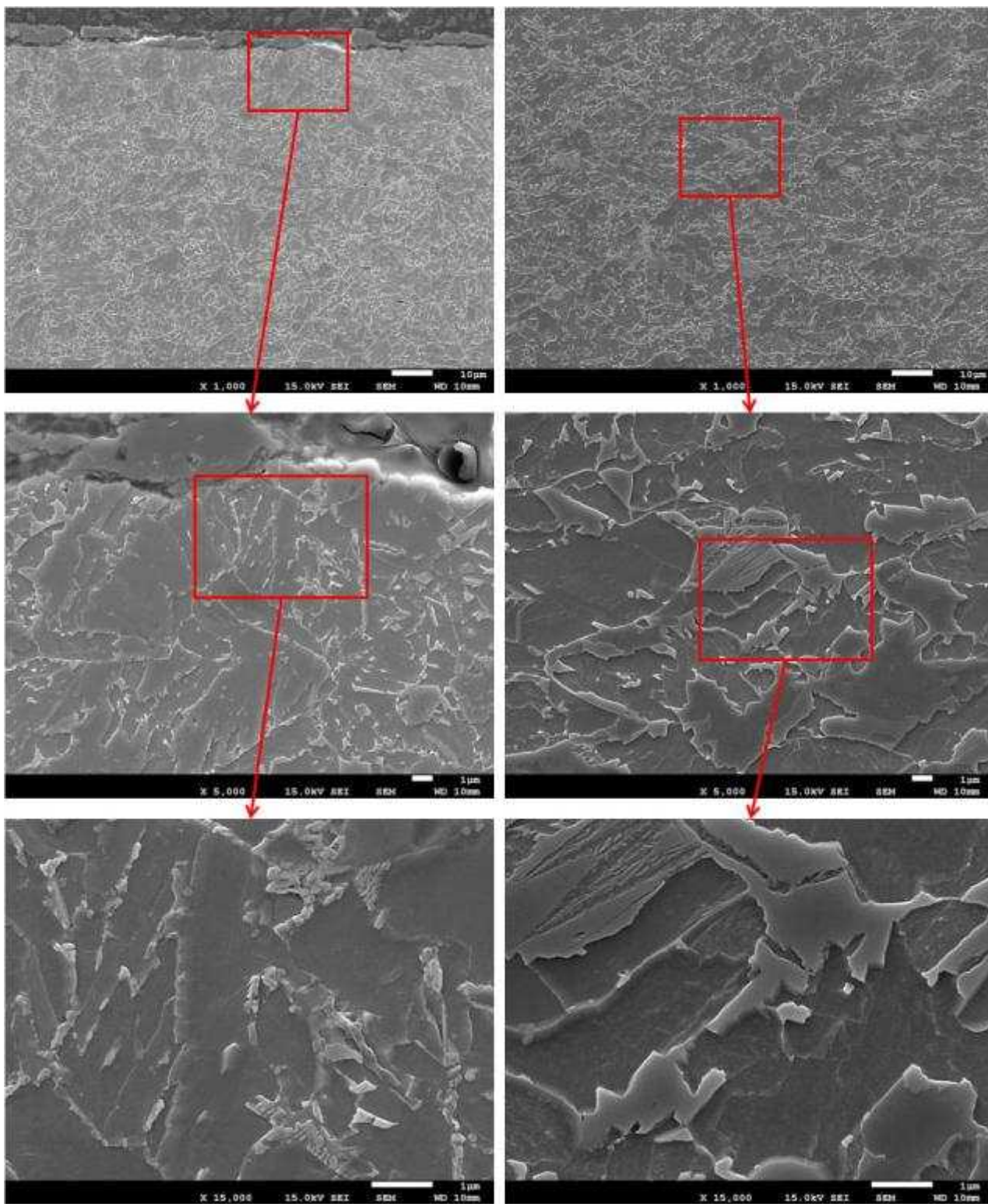


(a)L方向



(b)C方向

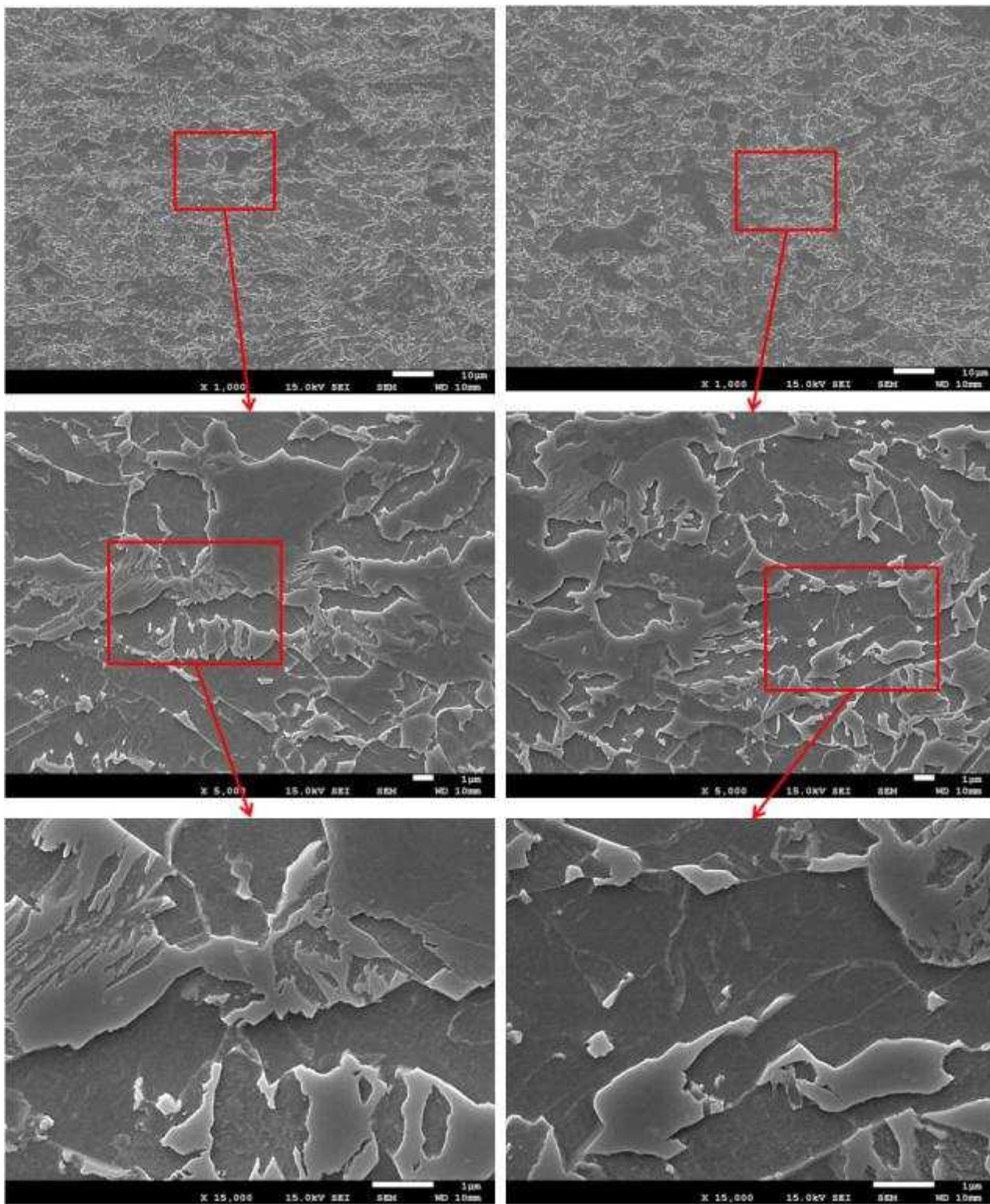
圖 6.9 顯微鏡觀察結果(裏面)(左 400 倍, 右 1000 倍)



(a)表面

(b)1/4t

図 6.10 SEM 観察結果(1)(上から 1000 倍, 5000 倍, 15000 倍)



(a)C

(b)3/4t

図 6.11 SEM 観察結果(2)(上から 1000 倍, 5000 倍, 15000 倍)

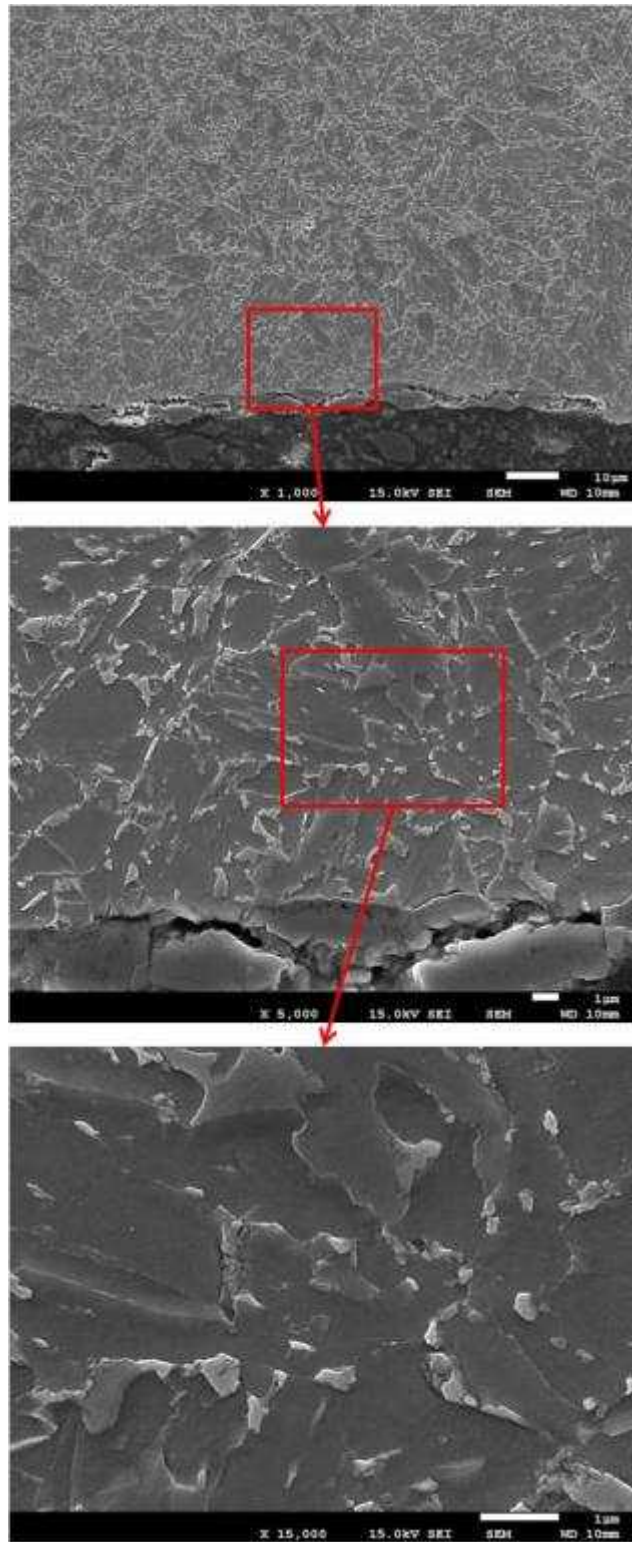


図 6.12 SEM 観察結果(3)裏面(上から 1000 倍, 5000 倍, 15000 倍)

6.2.4 硬さ

A2B18020 のレベラー(LV)④サンプルについて、ビッカース硬さを測定した結果を図 6.13 に示す。

通常の熱延鋼板と同様に板厚中心部がやや柔らかい傾向を示すが、著しい硬度差は認められなかった。

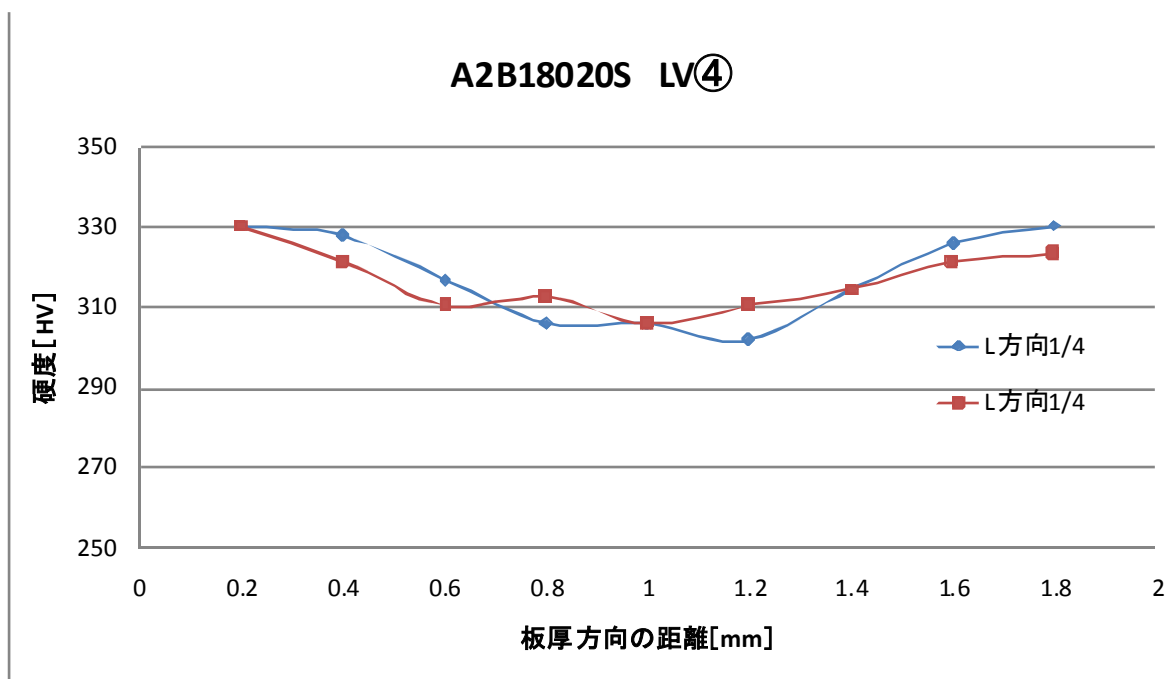


図 6.13 硬さ測定結果(レベラー(LV))

6.2.5 曲げ性

A2B18020 のレベラー(LV)④サンプルについて、曲げ試験を実施した結果を表 6.3 に示す。180° 曲げは、試験片が支え間を通り抜けるまで押し込みした後、2tの挟み物を用い両端の押しつけまで行った。

いずれも 180° 曲げまで可能であり、曲げ性は良好であると判断した。また、スプリングバック量は約 10° であった。

図 6.14 に、試験片の曲げ後の外観写真を示す。

表 6.3 曲げ試験結果(レベラー(LV))

	L方向			C方向		
	90°	180°	密着	90°	180°	密着
熱延鋼板	○	○	×	○	○	×
酸洗鋼板	○	○	×	○	○	×

		熱延鋼板				酸洗鋼板					
		180° 曲げ		90° 曲げ		90° 曲げ(仕上げ)		180° 曲げ		180° 曲げ(押し付け後)	
L方向											
C方向											

図 6.14 曲げ試験片外観写真