

鑄片の組成および組織の均一性について*

(鋼の連続鑄造に関する研究—VIII)

明 田 義 男**・牛 島 清 人***

On the Homogeneity of the Composition and the Constitution of Billets.

(Study on continuous casting of steel—VIII)

Yoshio AKETA and Kiyoto USHIJIMA

Synopsis:

Homogeneity of chemical compositions and constitution of continuously cast billets are examined. Si-Mn spring steel is cast into billets with different sectional sizes, 91 mm ϕ , 130 mm ϕ and 170 mm ϕ , and each casting time of a heat is 60mn. Results of analysis, observation and testing of billets are as follows.

1. The distribution of chemical compositions, oxygen content, sand content and content of nonmetallic inclusions are fairly homogeneous not only transversally but also longitudinally in spite of a long casting time.

2. Constitution of a billet of as-cast state consists of a chill zone, a coarse dendritic zone and a free crystal zone.

3. When a billet is rolled, its constitution of three zones, as mentioned above, is made homogeneous and the reduction ratio of area more than 10 gives it homogeneous mechanical properties.

It is clear that a continuously cast billet has good characteristics as the rolling material.

I. 緒 言

鋼材が優れていることの重要な要件の一つは、組成および組織が均一であることである。連続鑄造鑄片の組成の均一性については、従来も研究されているが^{1)~3)}、いづれも断片的ないしは定性的にしか報告されていない。また鑄片が圧延加工を経て均一なる組織すなわち強度が得られるために必要な最小加工比についても諸説があつて信頼するに足る定説が得られていない^{3)~5)}。

本報告においては、まず鑄片の鑄造状態における組成および組織の均一性について系統的な研究を行なつた後、次に鑄片が圧延加工を受けることによつて組織すなわち強度を均一化して行く過程について研究を行なつた

結果について述べる。

本実験においては、エルー式塩基性電気炉(公称 8 t)で溶製したキルド鋼を、垂直型強制往復運動鑄型式鋼連続鑄造機に鑄込み鑄片とした。

II. 鑄造状態のままの鑄片の組成および組織の均一性に関する実験

Si-Mn ばね鋼 (0.55/0.65% C, 1.50/1.80% Si, 0.70/1.00% Mn) を 91 mm ϕ , 130 mm ϕ , 170 mm ϕ の 3 種の寸法の鑄型にそれぞれ 3 溶解づつ鑄込んだ。おもな鑄込条件は Table 1 に示す通りである。

おのおのの溶解量は 8 t であるから鑄込に要した時間は約 60mn である。そこでおのおのの鑄込前期(鑄込開始

Table 1. Main casting conditions of billets in the experiment on homogeneity of composition and constitution of billet.

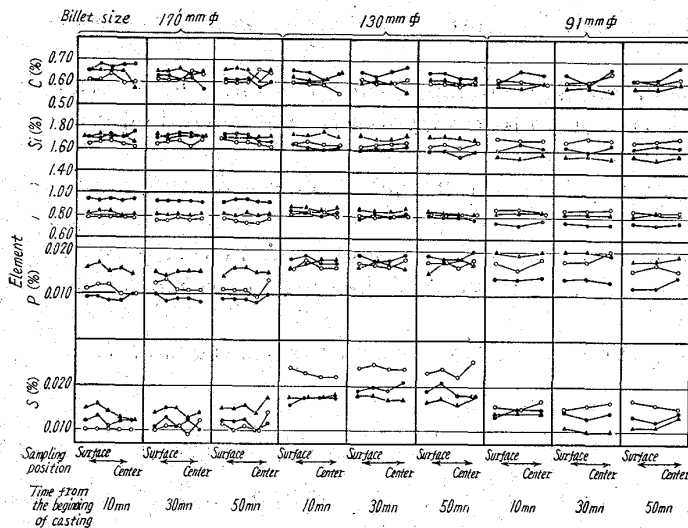
Billet size (mm)	Casting temperature (°C)	Casting speed (mm/mn)	Primary cooling (kcal/kg of steel)	Secondary spray cooling (l/mn)
91 ϕ	1470 \pm 20	2050 \pm 100	30 \pm 2	170
130 ϕ	1470 \pm 20	1000 \pm 50	32 \pm 2	170
170 ϕ	1470 \pm 20	600 \pm 50	40 \pm 2	170

* 昭和 36 年 10 月本会講演大会にて発表 ** 住友金属工業株式会社製鋼所 *** 工博

Table 2. Standard deviation and total range of chemical composition of billets

Billet size (mm)	Heat number	C		Si		Mn		P		S	
		σ	γ	σ	γ	σ	γ	σ	γ	σ	γ
91 ϕ	A	0.02 ³	0.07	0.02 ³	0.07	0.01 ²	0.04	0.0009	0.002	0.0010	0.003
	B	0.01 ¹	0.03	0.01 ⁵	0.04	0.01 ¹	0.03	0.0008	0.002	0.0016	0.004
	C	0.01 ¹	0.04	0.01 ⁴	0.05	0.01 ²	0.04	0.0014	0.004	0.0008	0.002
130 ϕ	A	0.01 ⁴	0.05	0.02 ³	0.09	0.01 ⁵	0.05	0.0009	0.003	0.0014	0.005
	B	0.01 ⁸	0.08	0.01 ⁷	0.06	0.01 ⁹	0.05	0.0010	0.003	0.0009	0.003
	C	0.01 ⁶	0.06	0.02 ⁰	0.07	0.01 ³	0.04	0.0008	0.002	0.0012	0.004
170 ϕ	A	0.03 ²	0.11	0.02 ⁸	0.10	0.01 ⁰	0.03	0.0002	0.002	0.0009	0.003
	B	0.02 ²	0.09	0.01 ⁵	0.06	0.01 ²	0.03	0.0008	0.003	0.0014	0.006
	C	0.02 ⁰	0.07	0.02 ²	0.07	0.00 ⁹	0.03	0.0010	0.004	0.0011	0.005

σ : Standard deviation γ : Total range



●: Heat number A. ▲: Heat number B. ○: Heat number C.

Fig. 1. Homogeneity of chemical composition of billets.

後 10mn) 中期 (鑄込開始後 30mn) 後期 (鑄込開始後 50mn) の鑄片を選び出し、それぞれの鑄片について表面部から軸心部にいたるまでの組成および組織の均一性を分析または観察した。

分析を行なった項目は化学成分、ガス含有量、サンド含有量などであり、観察を行なった項目は非金属介在物の分布、マクロ組織、サルファー・プリントなどである。

その結果は次のごとくであった。

1. 化学成分の均一性

それぞれの鑄片について行なった C, Si, Mn, P, S などの分析結果は Fig. 1 に示す通りである。

またおのおのの寸法の鑄片について元素別のバラツキの大きさおよび範囲を計算した結果は Table 2 に示す通りである。

以上の結果から次のことが明らかである。

すなわち 91mm ϕ ないし 170mm ϕ の鑄片では、いずれの寸法の鑄片においても、鑄込時期による化学成分の変動はほとんどない。いい換えれば 60mn という長時間の鑄込中もなら化学成分は変化せず均一である。また任意の時期に鑄込んだ鑄片の表面部から軸心部までの化学成分のバラツキすなわち偏析は Table 2 から明らかなように、鑄片寸法の増大とともに若干増大するがほとんど分析誤差範囲に等しく、ほぼ均一である。

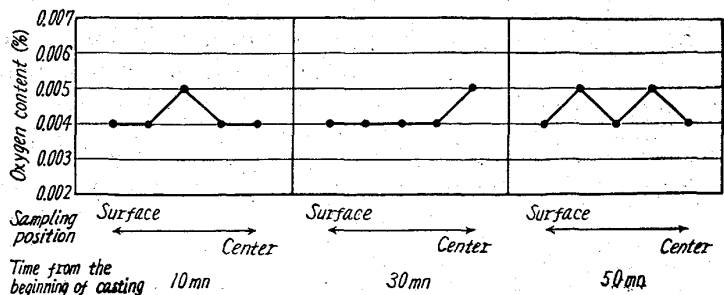
2. ガス含有量の均一性

含有ガスの中、鋼の清浄度と密接な関連があり、しかも長時間の鑄込中に含有量の増加が懸念される酸素について分析を行なった。試料は寸法が最も大きく偏析しやすいと考えられる 170mm ϕ 鑄片を選んだ。分析は真空溶融法で行なった。

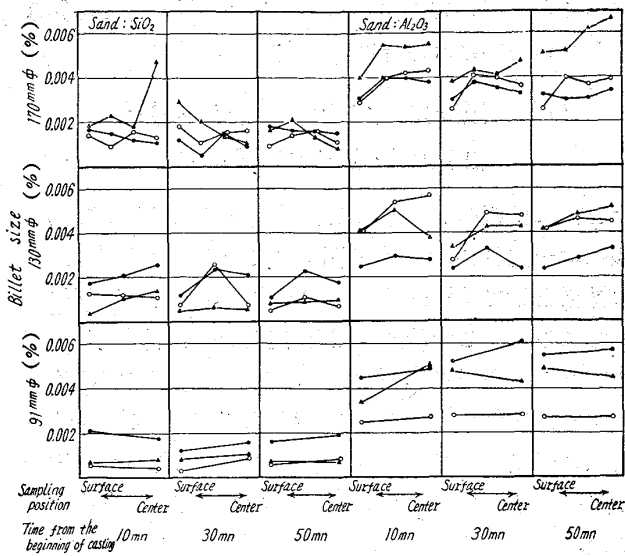
その結果は Fig. 2 に示す通りであった。

すなわち鑄片の酸素含有量はどの部分もほぼ均一であつて、長時間の鑄込に際しても含有量は増加する懸念はなく、しかも大寸法の 170mm ϕ 鑄片においても偏析はほとんどないことが明らかとなつた。

3. サンド含有量の均一性



Billet size: 170mm ϕ , heat number B, analyzed by vacuum-fusion method
Fig. 2. Distribution of oxygen in billets.



Analyzed by hot sulphuric acid method,
● Heat number A, ▲ Heat number B, ○ Heat number C
Fig. 3. Distribution of sand in billets.

Table 3. Mean content of sand in billets (%).

Billet size (mm)	SiO ₂	Al ₂ O ₃
91 φ	0.0010	0.0041
130 φ	0.0013	0.0039
170 φ	0.0016	0.0040
Mean	0.0013	0.0040

鋼の清浄度を明らかにする一つの手段として温硫酸法によるサンド含有量の分析を行なった。

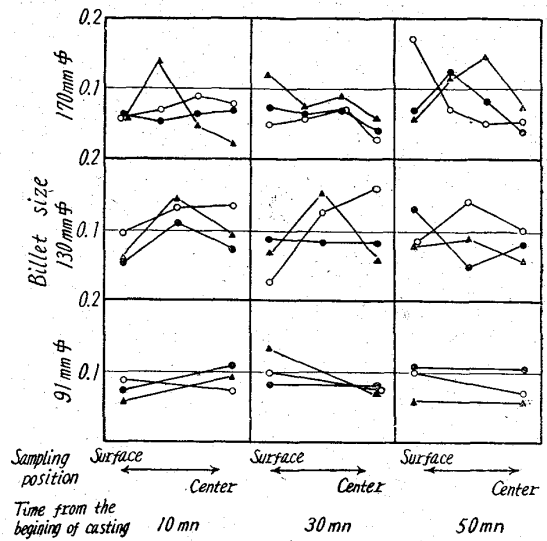
その結果は Fig. 3 に示す通りであつた。

すなわち相当にバラツキは大きい、鑄込時期ならびに任意の時期に鑄込んだ鑄片の表面部と軸心部などによつてとくに顕著なサンド含有量の差を示す傾向はない。また鑄片の寸法別の平均値は Table 3 に示すごとくであつて SiO₂ は鑄片の寸法の増大とともに若干含有量が増加する傾向を示すが、Al₂O₃ は鑄片の寸法に関係なくほぼ一定である。

なおサンド含有量の全体の平均値は SiO₂ が 0.0013%, Al₂O₃ が 0.0040% であつて、普通塊法における鋼塊の場合、一般に SiO₂ が 0.0010~0.0020%, Al₂O₃ が 0.0050~0.0100% 程度であるのに比較して、Al₂O₃ の含有量は明らかに少ない。これは連続鑄造においては懸堰の下で脱酸剤としての Al を投下するために、投入する Al の量が普通造塊法において鋼塊を鑄造する場合の 1/3~1/5 で済むことによるためである。

4. 非金属介在物分布の均一性

点算法によつて非金属介在物の観察を行なった。その結果は Fig. 4 の通りであつた。



●: Heat number A, ▲: Heat number B, ○: Heat number C. Point-counting method ×400, 50 Views
Fig. 4. Distribution of nonmetallic inclusions in billets.

すなわち相当にバラツキは大きい、鑄片の寸法、鑄込時期、任意の時期に鑄込んだ鑄片の表面部と軸心部などによつてとくに顕著な非金属介在物分布の差を示す傾向はない。

また非金属介在物の大きさは、いずれも 10μ 以下であつて極めて細かい。2, 3 の例を Photo. 1 に示す。

5. マクロ組織およびサルファー・プリントの均一性
鑄片の結晶組織は表面部から順次内部に向うにしたがつて、微細結晶域、粗大樹枝状晶域を経て、軸心部の自由晶域にいたる。この軸心部には収縮孔が存在している。

91mm φ, 130mm φ, 170mm φ の3種の鑄片の代表的なマクロ組織は Photo. 2 に示す通りである。

すなわちいずれの寸法の鑄片においても約 8~10% の厚さの表面部微細結晶域、約 75~77% の厚さの中間部粗大樹枝状晶域、約 15% の厚さの軸心部自由晶域よりなることが明らかである。

またこの結晶組織ならびに軸心部の収縮孔は、鑄込温度によつて変化することが明らかである。すなわち Photo. 3 に示すごとく、鑄込温度の高い場合は中間部の粗大樹枝状晶が顕著でありかつ軸心部の収縮孔は集中的な大きな空孔となるが、鑄込温度の低い場合は中間部の樹枝状晶が小さくなりかつ軸心部の収縮孔は小さい空孔の分散した形となる。

以上の実験から次のことが明らかである。すなわち鑄片の組成はほぼ均一であつて、60mn という長時間の鑄込においてもなんら変化する懸念はない。鑄片の組織は

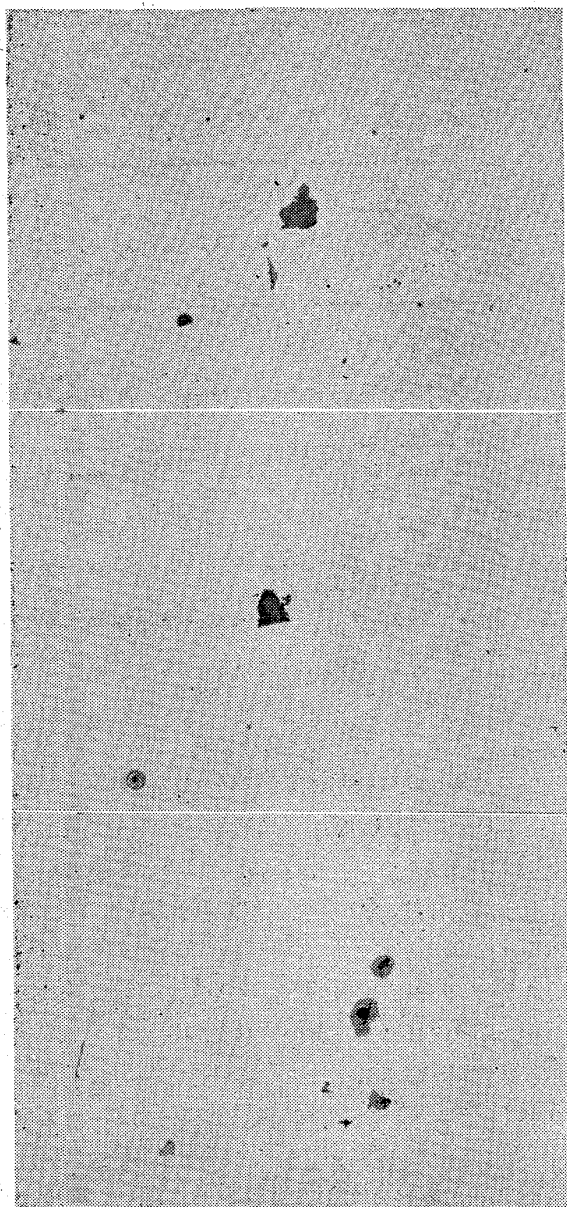


Photo. 1. Typical nonmetallic inclusions.
× 500 (2/3)

当然のことながら表面部と中間部および軸心部とは異なる。また軸心部には収縮孔が存在する。

III. 圧延加工による鑄片の機械的性質の改善に関する実験

たとえば圧延のごとき加工を受けることによつて鋼の組織は均一化され、かつ収縮孔のごとき空孔が圧着され、この結果として機械的性質が均一化されることは周知の通りである。そこで前述のごとき表面部と中間部および軸心部との組織が不均一であり、かつ軸心部に収縮孔の存在する鑄造のままの状態の鑄片が、圧延加工を受けることによつてその組織すなわち機械的性質をいかに均一化して行くものであるかを明らかにするために実験を行なつた。

1. 棒鋼の場合

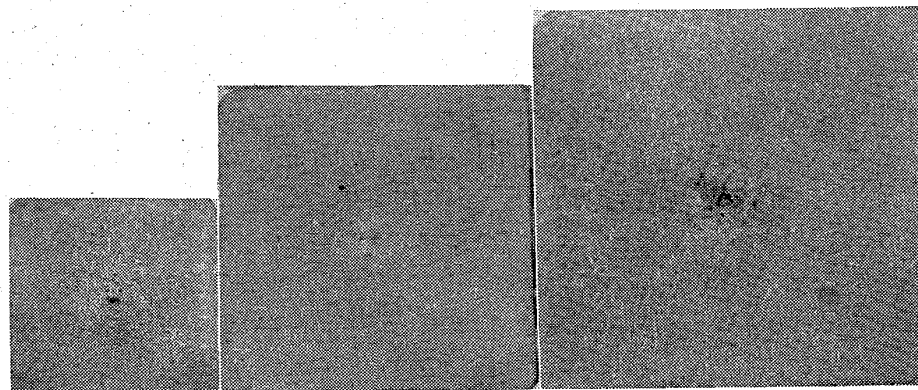
Si-Mn ばね鋼 (0.61% C, 1.63% Si, 0.89% Mn) を 130mm φ 鑄型に鑄込んだ。おもな鑄込条件は Table 4 に示す通りである。

この鑄片を 20mm φ 棒鋼に圧延し、この途中の 6 段階において試料を切出した。これと鑄造状態のままの鑄片とを合はせ合計 7 コの試料について横断面のマクロ組織と、圧延方向の引張り試験とを行なつた。試料採取時の鑄片の大きさと圧延比 (圧延前の断面積と圧延後の断面積との比) とは Table 5 に示す通りである。

その結果横断面マクロ組織の変化は Photo. 4 に示す通りであつて、圧延加工の進行とともに前述のごとき不均一な鑄片各部の組織が均一化され、かつ軸心部の収縮孔が順次圧着して行く過程が明らかである。

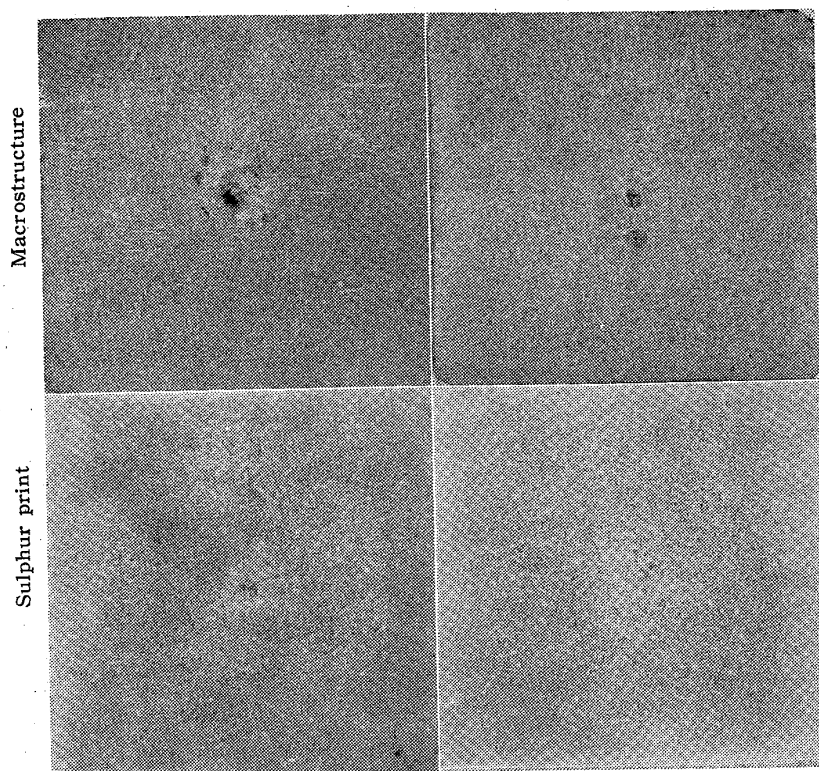
またおのおの段階において、表面部、中間部、軸心部から、平行部の直径が 7mm φ の引張り試験片を切出し、これに焼入 (850°C × 1h → 油冷) および焼戻 (450

Macrostructure of the transversal section



Billet size (mm)	91 φ	130 φ	170 φ
Casting temperature (°C)	1500	1510	1505
Casting speed (mm/mn)	2050	1000	600

Photo. 2. Macrostructure of the transversal section of billets (Si-Mn spring steel) × 1/2 (1/2)



Casting temperature (°C)	1510	1460
Casting speed (mm/mn)	600	600

Photo. 3. Effect of casting temperature on macrostructure of billets. $\times 1/2(1/2)$

°C $\times 2h \rightarrow$ 空冷)の熱処理を施した後、引張り試験を行なった結果を Fig. 5 に示す。

Fig. 5 から次のことが明らかである、すなわち

(1) 鑄造のままの状態の鑄片では、降伏点および抗張力は、表面部および中間部と軸心部との間で全く異なり、表面部および中間部はすでに十分規格を満足する値を持っているのに対して、軸心部は明らかに劣っている。また伸びおよび絞りにおいては、軸心部、中間部、表面部の順で順次その値は向上するが、いずれも規格を満足するにいたっていない。

(2) 圧延比6の圧延加工を施すことによつて、軸心部の降伏点および抗張力は急激に向上し、表面部との差がなくなり、以後規格を満足する値を持つようになる。

(3) 圧延比10の圧延加工を施すことによつて、軸心部の伸びおよび絞りは急激に向上し、表面部との差がなくなり、以後規格を満足する値を持つようになる。

すなわち鑄片の機械的性質は、強度を示す降伏点および抗張力は、圧延比6の圧延加工を施すことによつて内部、外部とも均一かつ十分規格を満足する値を持つようにな

る。また靱性を示す伸びおよび絞りは圧延比10の圧延加工を施すことによつて内部、外部とも均一かつ十分規格を満足する値を持つようになる。いい換えれば圧延比10以上の圧延加工を施すことによつて、鑄片は各部とも均一に十分使用に耐える機械的性質を持つようになる。

鑄片の組織は鑄造のままの状態で表面から軸心まで不均一であつたものが圧延加工を経るにしたがつて順次微細化されると同時に軸心部に存在した収縮孔も圧着されて行く。

2. 平鋼の場合

Table 4. Main casting conditions of billets in the experiment on homogeneity of mechanical properties (bar).

Billet size (mm)	Casting temperature (°C)	Casting speed (mm/mn)	Primary cooling (kcal/kg of steel)	Secondary spray cooling (l/mn)
130 f	1460	1000	32.6	170

Table 5. Sectional area and reduction ratio of area.

No.	①	②	③	④	⑤	⑥	⑦
Size (mm)	130 f	85 f	52 f	41 f	32 f	25 f	27 \times 17
Reduction ratio of area	1.0	2.9	6.1	9.8	16.2	26.5	46.0

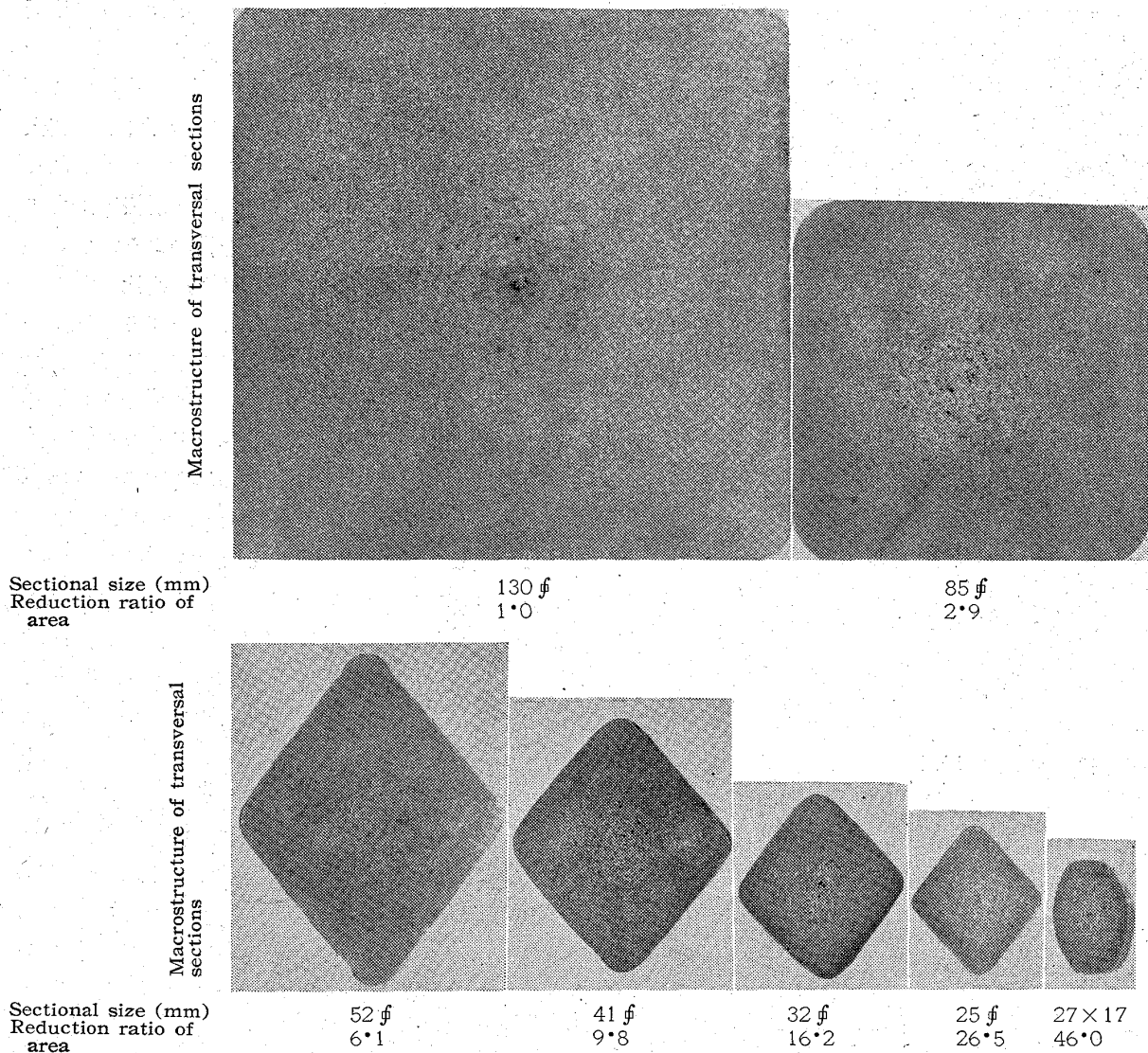


Photo. 4. Change of macrograph of the transversal section in the course of rolling. $\times 1 (1/2)$

上述の実験によつて、鑄片に各部とも均一なる機械的性質を賦与するためには、圧延比 10 以上の加工を施せばよいことがわかつた。そこで次に正方形断面の鑄片から特殊な場合として矩形断面の平鋼に圧延した場合の、均一なる機械的性質を賦与するための必要最小圧延比を明らかにするために実験を行なつた。

すなわち Si-Mn ばね鋼 (0.55/0.65% C, 1.50/1.80% Si, 0.70/1.00% Mn) を Table 6 に示すごとき条件下で 100mm φ, 105mm φ, 130mm φ, 170mm φ の鑄片に鑄込み、これを 63.5mm \times 7.94mm ないし 100mm \times 13mm の平鋼に圧延した。おのおの場合の圧延比は Table 7 に示す通りである。

おのおの製品平鋼の端部と軸心部とから試験片を切出し、これに焼入 (850°C \times 1h \rightarrow 油冷) 焼戻 (450°C \times 2h \rightarrow 空冷) の熱処理を施した後引張り試験を行なつた。

その結果、いずれの場合にも端部と軸心部との機械的

性質の間には差が認められないことが明らかとなつた。1 例として抗張力と伸びの成績は Fig. 6 に示す通りである。

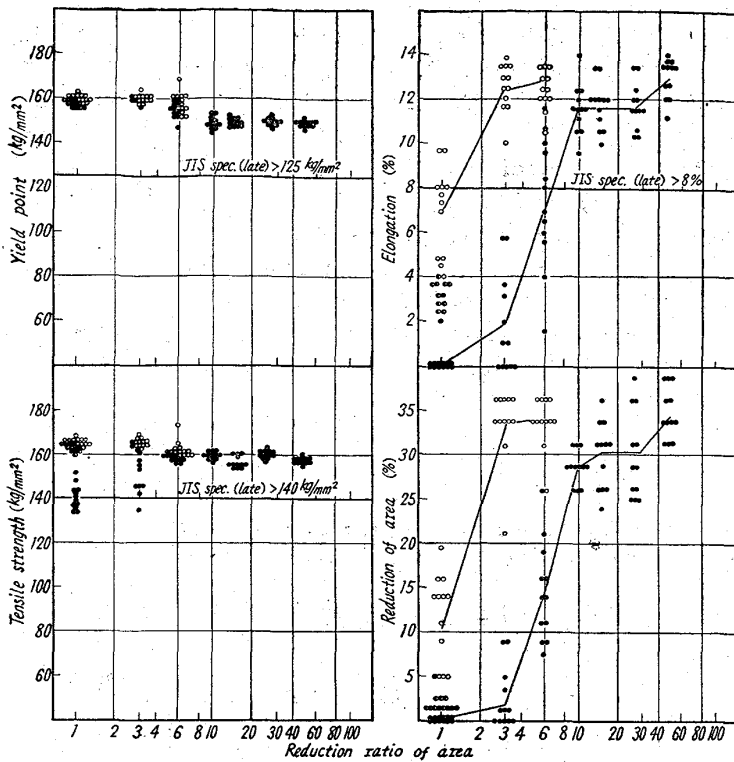
すなわち鑄片に圧延比約 10 以上の圧延を施すことによつて、各部の機械的性質は均一化され、しかも十分規格を満足する値が得られることがわかつた。

IV. 結 言

鑄片の鋼材としての優秀性を示す要件の一つたる、組成および組織の均一性に関する研究を行なつた。

その結果、鑄片の組成は鑄造のままの状態でも極めてよい均一性を示し、組織は若干の加工を施すことによつて均一化され、各部とも十分に使用に耐える機械的性質を示すことがわかつた。

均一な機械的性質を賦与するために鑄片に加えるべき圧延比の必要最小値は 10 である。かかるきわめて小



Grade of steel: Si-Mn spring steel, Heat treatment: 850°C×1h→O.Q. 450°C×2h→A.C.
Sampling position: ○ Surface ● Middle ● Center

Fig. 5. Effect of reduction ratio of area on mechanical properties.

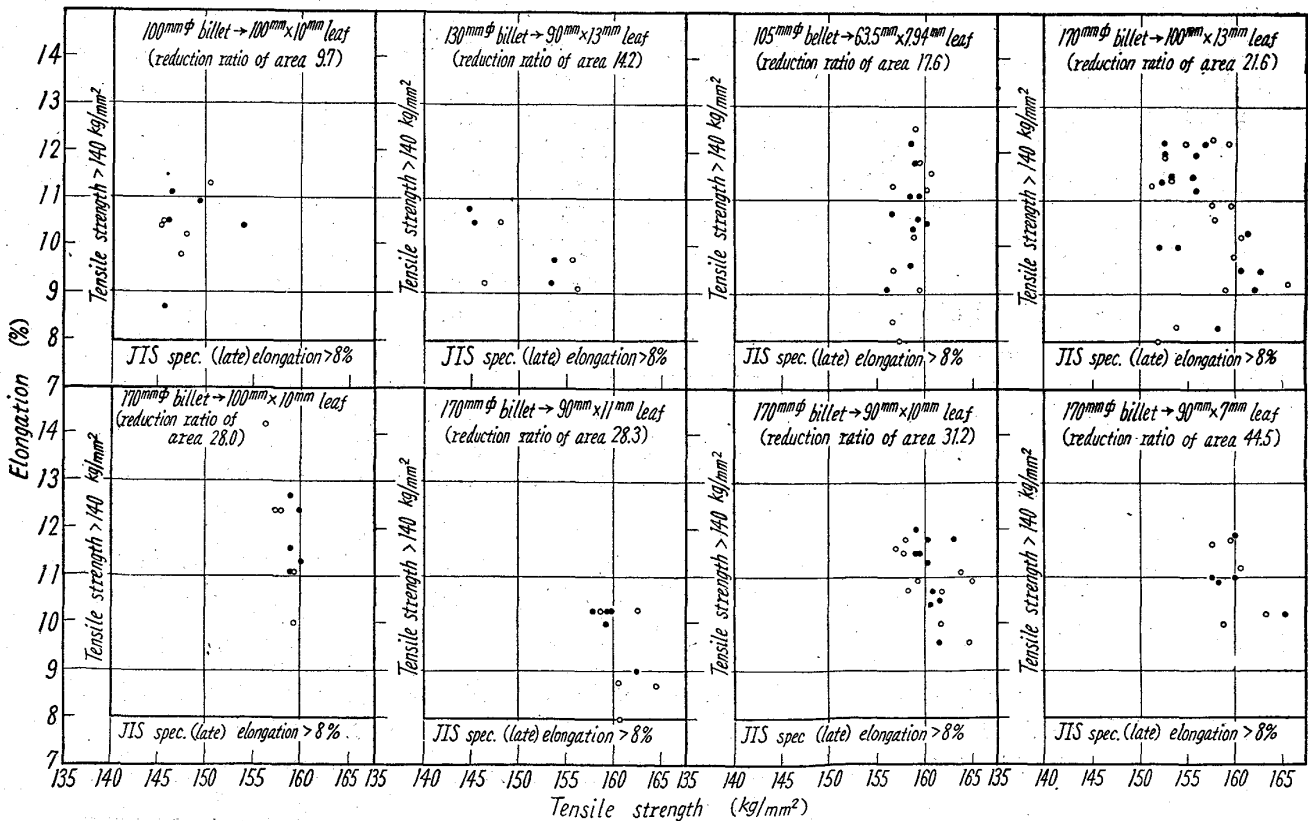
Table 6. Main casting conditions of billets in the experiment on homogeneity of mechanical properties (leaf).

Billet size (mm)	Casting temperature (°C)	Casting speed (mm/mn)
100 φ	1490~1450	1700±50
105 φ	1500~1450	1550±50
130 φ	1485~1460	1000±50
170 φ	1490~1455	600±50

Table 7. Sectional size of billets and rolled products and their reduction ratio of area.

Billet size (mm)	Size of rolled product (mm)	Reduction ratio of area
100 φ	100×10	9.7
130 φ	90×13	14.2
105 φ	63.5×7.94	17.6
170 φ	100×13	21.6
170 φ	90×11	28.3
170 φ	100×10	28.0
170 φ	90×10	31.2
170 φ	90×7	44.5

い圧延比で鑄片が優れた機械的性質の均一性を示すことは、直接圧延法に連る連続鑄造法の將



Grade of steel: Si-Mn spring steel, Heat treatment: 850°C×1h→O.Q., Sampling position: ● Edge ○ Center
450°C×2h→A.C.

Fig. 6. Homogeneity of mechanical properties of rolled products.

来に大きな意味を有するものであると考える。

終りに本研究を指示され、結果の発表を御許可下さいました小出秋彦常務取締役ならびに工学博士里井孝三郎常務取締役に深甚なる敬意を表します。また研究の遂行に当り絶えず御鞭達載いた吉井重雄現小倉製鉄所長に深謝の意を表するとともに、直接御指導載いた理学博士大中都四郎企画部長に深く感謝する次第であります。

(昭和 36 年 12 月寄稿)

文 献

- 1) V. I. YAVOISKII: Proceedings of the First

All-Union Conference on Continuous Casting of Steel at Odessa, (1956), p. 119

- 2) B. H. C. WATERS, W. H. PRITCHARD, A. BRAYBROOK & G. T. HARRIS: J. Iron and Steel Ins. (U.K), 190 (1958) No. 11, p. 233
 3) G. FENTON & J. PEARSON: Journées Internationales des Sidérurgie, (1958) Juin.
 4) I. M. D HALLIDAY: Iron & Steel, 31 (1958) No. 9, p. 417
 5) J. HOFMAIER: Stahl u. Eisen, 77 (1957) Heft 2, s. 69

準安定オーステナイト域における塑性加工が 13 Cr 鋼の二次硬化におよぼす影響*

細 井 祐 三*

Effect of Deformation in the Metastable Austenite Conditions on the Secondary Hardening of 13 Cr Stainless Steel.

Yuzo Hosoi

Synopsis:

The secondary hardening behavior of "ausformed" 13 Cr stainless steels was investigated. Steels were deformed by rolling at 450°C or 650°C in the metastable austenite condition prior to martensite transformation and subsequently tempered up to 550°C. Secondary hardening did not appear clearly in the ausformed and tempered specimens when the amount of deformation was increased, while it occurred in the conventionally quenched and tempered specimens at 450°C. By measuring the change in a half-value breadth of X-ray diffraction line with tempering and extracting carbide electrolytically from heat-treated steels, it was assured that this phenomenon could be explained by one of the following two reasons. (1) Precipitation process of carbide was accelerated by plastic deformation of austenite matrix before quenching and precipitation temperature was lowered to a low temperature, then it followed that softening of martensite by tempering would be cancelled by this accelerated precipitation hardening. Or, (2) hardening due to lattice strain produced by plastic deformation was so high that hardening due to precipitation would be covered with it.

Effects of austenitized temperature and deformation temperature on hardening were also studied and discussed.

I. 緒 言

13 Cr 鋼を準安定オーステナイトの状態において塑性加工後焼入れをし、マルテンサイト変態させると、普通の焼入れの場合にくらべ伸び率などをさして損うことなく機械的強度を 15~20% 増加させ得ることをさきに報告した。この加工処理は COHEN²⁾, ZACKAY³⁾ 等により austforming あるいは ausforming と呼ばれ新しい鋼の強化技術として注目され、ZACKAY 等^{4)~7)}をはじ

め 2, 3 の研究者⁸⁾⁹⁾により構造用低合金鋼にこの方法が適用され優れた結果が得られている。

13 Cr 鋼は焼入れ焼戻しの際 400°C 付近において二次硬化をおこすことが知られている¹⁰⁾が、筆者はさきの報告で、オースフォーミング処理をした場合にはこの二次硬化の様子が普通の焼入れ焼戻しの場合とやや異なる

* 昭和36年4月本会講演大会にて発表

** 金属材料技術研究所