

論 文

UDC 621.746.27 : 621.771.01 : 669.14-414-147

インライン・リダクションによる双子
(二連角型鑄片)材の製造と材質*竹原 鋭郎**・藤田 宏**・角井 洵***
林 寛治***・秋田 秀喜***Production and Properties of Twin Billet by a Continuous
Casting Machine with Reduction Mill

Ei-roo TAKEHARA, Hiroshi FUJITA, Makoto TSUNOI

Kanji HAYASHI, and Hideki AKITA

Synopsis:

The tests to produce two 75 mm square billets from twin-billet, to which a 120 mm square cast billet is rolled by one pass, were carried out by an in-line reduction mill installed in a continuous casting machine. The produced billet is further hot-deformed to square or round bars in order to study the material properties and strength.

The results obtained are as follows:

1. No crack was observed even after high reduction since sufficiently high temperature is maintained in the core of the billet during reduction process. The deformation resistance is as small as 5 to 6 kg/mm².
2. The center porosity and other defects in the central part of the bar which were previously rolled from the twin billet can be completely eliminated, because the central part of the cast billet is deformed into the joint of the twin billet in the process of in-line reduction.
3. The surface of the bars at the joint of the twin billet shows a macro structure with a unique pattern which, however, diminishes by raising the rolling reduction ratio. The mechanical strength of the joint is found to be the same level as the other part for both low and medium carbon steels. But for a high carbon steel, the strength of the joint is lower than the other part.

(Received Apr. 18, 1973)

1. 緒 言

連続鑄造法では従来の造塊法に比べて小断面で長尺の鑄片の製造が可能であり、このため圧延時の工数低減が大きな利点となつている。この点で製品用途として線材、小断面の棒、型鋼などでは鑄片サイズはできるだけ小さくする必要はあるが、連続鑄造での鑄込み可能な鑄片サイズには限界があり、また鑄片サイズが小さくなると操業性、生産性に支障をきたすこととなる。この点近來実用化されつつあるインライン・リダクション (Inline reduction) 法ではサイジング (Sizing) 効果とともにこの要求を満足するもので、今まで多くの研究が報告されている^{1)~8)}。これらの報告では連続鑄設備のインラインに 2

～4段の圧延機を設置し鑄込み鑄片のサイズ縮少を計る方法が最も一般的である。この方法で問題となるのは設備費と生産性を対比したその経済性である⁹⁾。すなわち連鑄法では通常の圧延に比べライン速度が小さく、また稼働率も落ちるので1ミル当たりの生産量が低く、鑄片の製造コスト高になる可能性があるためである。したがつてこの点を補うためにはインラインにある鑄片の性質を有効に利用して圧延の効率を上げることが望ましい。このような観点からわれわれはインライン・リダクシ

* 昭和47年10月本会講演大会にて発表

昭和48年4月18日受付

** 三菱重工業(株)広島造船所

*** 三菱重工業(株)広島研究所

イン連铸々片を各種の等似断面および異形断面に成形し、圧延効率を上げ、または圧延過程の省略を目的とした研究を行なっている。この報告では、連铸設備において角断面に铸込まれた铸片をインラインに設置された一段の圧延機で双子状の断面形状（以下双子材と呼ぶ）に圧延し、これを双子ビレットの接合部で切断して角断面の小サイズ铸片二個を製造する試験を行ない、続いて製品の材質試験を行なつたので報告する。

2. 実験方法と供試鋼

当社広島造船所設置のローヘッド型試験連铸設備のインラインに铸片コーナー部加熱用の長さ約1.2mのバーナー式加熱炉（以下加熱炉と呼ぶ）とリダクション・ミル（以下ミルと呼ぶ）を設置した。これらのレイアウトを Fig. 1 に示す。モールド寸法 122 mm² に铸込まれた铸片を圧延するミルは油圧モーター式で圧下力は最大 180 トン、圧延トルクは最大 12 トン・メートルの能力を有している。ミルロールの孔型形状と寸法は Fig. 2 に示すとおりであり、一般の圧延により 75 mm² 铸片が二個接合した型の双子材を得るよう設計製作した。

連続铸造の操業は通常の铸込みとまったく同様であり、铸込まれた铸片は Fig. 1 のように加熱炉を通過後圧延されて双子材となるが、このとき圧下力を測定し平均圧延圧力を算出した。つぎに铸片サイズと同一寸法の鉛ブロック (99.9% Pb) を同様に双子材に圧延し、こ

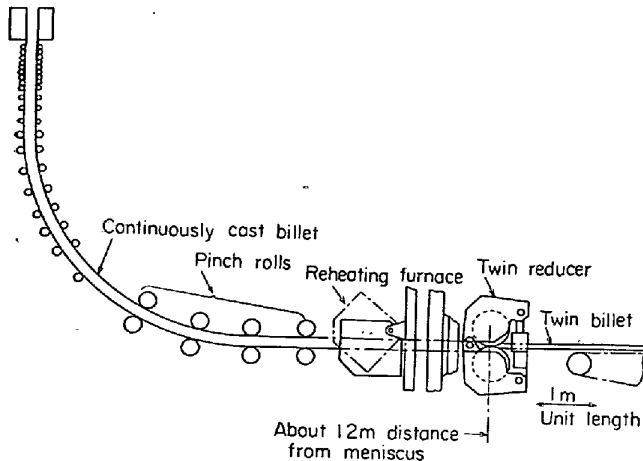


Fig. 1. Layout of continuous casting test machine with twin reducer.

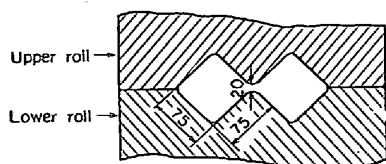


Fig. 2. Schematic cross section of reducing rolls.

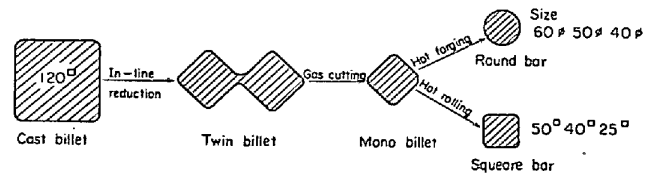


Fig. 3. Cross section of tested samples and methods of producing samples.

のときの平均圧延圧力を求めた。この鉛ブロックからあらかじめ JIS 規格 4 号引張試験片を切り出し、圧延速度と同一の引張り速度による引張試験により変形抵抗を求め、この値と平均圧延圧力とから、本圧延の場合のロール孔型に関する形状係数を求めた。

インライン・リダクションで製造した双子材は一定長さに切断後双子の接合部を切断して単一材二本に分離し、これら単一材を熱間鍛造または熱間圧延して丸棒または角棒とした。以上の状況を Fig. 3 に示す。このように製造した丸または角棒、双子材、および铸片は次の項目について材質試験を行なつた。

- (1) 内質試験: マクロ組織 (50%塩酸煮沸エッチ), ミクロ組織(硝アルエッチ), 化学成分分析, 清浄度測定各試験
- (2) 表面性状試験: 酸洗後表面観察による試験
- (3) 強度試験: 引張および衝撃試験

供試鋼は Table 1 に示すように A, B, C の 3 鋼種でいずれも JIS 規格相当品としておのおの S 23 C, S 43 C, SWRH 4 材である。

3. 試験結果と検討

3.1 双子材の製造

試験した 3 鋼種の铸込み操業結果を Table 1 に示す。加熱炉入口での铸片表面温度は光高温計による計測から面中央部では 1020~1060°C, コーナー部分では、900~950°C であつたのが、加熱炉出口では面中央部で 1030~1100°C, コーナー部で 1000~1060°C とコーナー部での温度上昇が大きく認められた。圧延直前の铸片内温度分布は SARJANT ら⁹⁾の方法と同様に熱伝導の 2 次元非定常微分方程式を差分法により数値解析して求め、Fig. 4 に示す。ミル位置では铸片は完全に凝固している。ミルの圧下開始時および終了時に漸次圧下量を増減し圧下力とミル開度との関係をもとめたものを Fig. 5 に示す。この結果より 3 鋼種で比較すると、同一開度では A 鋼種が一番高く、C 鋼種が一番低目であるが、吉田¹⁰⁾橋爪¹¹⁾らの報告から、1000°C 以上の鋼材の変形抵抗は C 含有量が 0.2~0.6% であれば C 含有量に依存しないことから、この差は鋼種の差というより、むしろ表面温

Table 1. Chemical composition and continuous casting conditions of test billets.

Steel mark	Ladle analysis (%)					Tund. Temperature (°C)	Cast speed (m/min)	Cooling water ratio for spray l/kg
	C	Si	Mn	P	S			
A	0.22	0.20	0.69	0.020	0.016	1 530~1 545	2.2	1.5
B	0.43	0.22	0.72	0.016	0.018	1 505~1 525	2.1	1.3
C	0.60	0.22	0.74	0.014	0.015	1 490~1 505	2.0	1.0

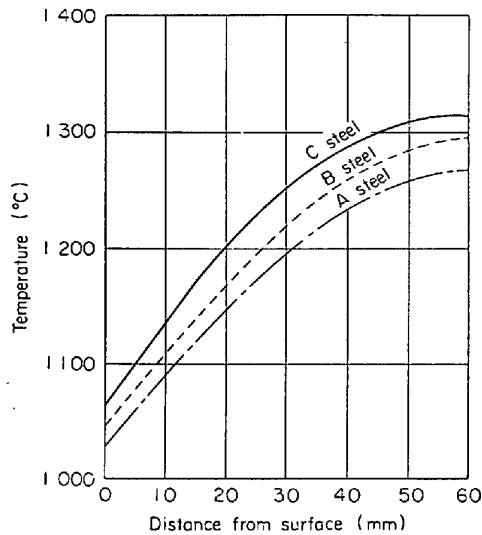


Fig. 4. Calculated temperature distribution in cast billets just before twin reducer (middle point in casting time).

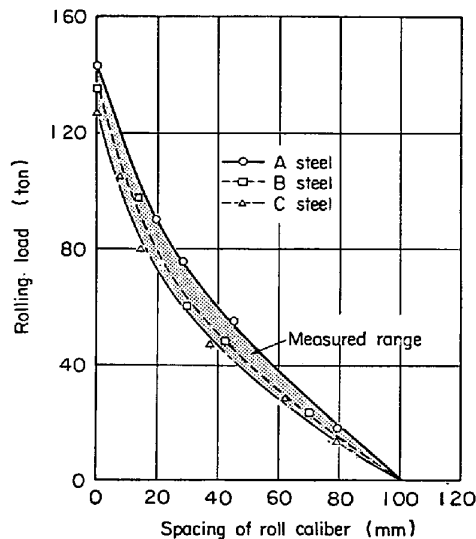


Fig. 5. Relation between rolling load and spacing of roll caliber.

度または鑄片内温度分布により決定されると考える。つぎに長さ約 5m の 120mm \square 鉛ブロックを同一条件で圧延して同様に圧下力と開度の関係を求めた。Photo. 1 は鉛ブロックと鑄片について、同一のミル開度 (33mm) のときの断面形状の比較をしたもので、鑄片を圧

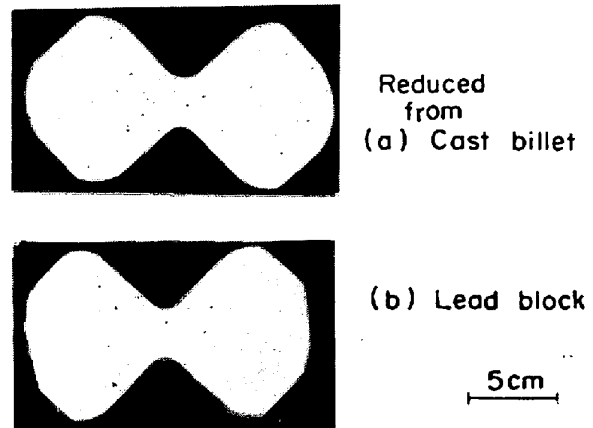


Photo. 1. Shape and size of twin billet. (roll caliber spacing is 10 mm)

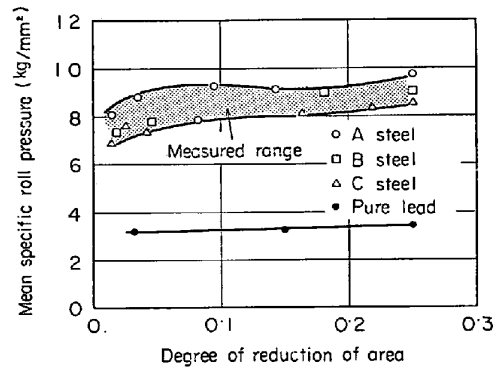


Fig. 6. Relation between meanspecific roll pressure and degree of reduction of area.

延するとき比べて、鉛では、幅方向への張り出しが多少小さい。後に述べるように、平均圧延圧力を算出するにあたり問題となる、ミルと圧延材の投影接触面積では鉛の方が Photo. 1 より予想されるように小さいが、この差はわずかであるので、両者は同一形状に圧延されると仮定して論議を進める。双子圧延時の投影接触面積を幾何学的に求め、Fig. 5 の圧下力のデータから平均圧延圧力を算出し、圧延時の断面減少率との関係をFig. 6 に示す。平均圧延圧力は、Fig. 6 から鑄片圧延の場合で 8, 5~9, 7 kg/mm² であり、鉛圧延の場合は約 3.5 kg/mm² となる。つぎに本圧延で使用したロール孔型の形状係数を求めるために、使用した鉛の応力-歪線図を求めて Fig. 7 に示す。双子圧延時の平均変形速度は 3,

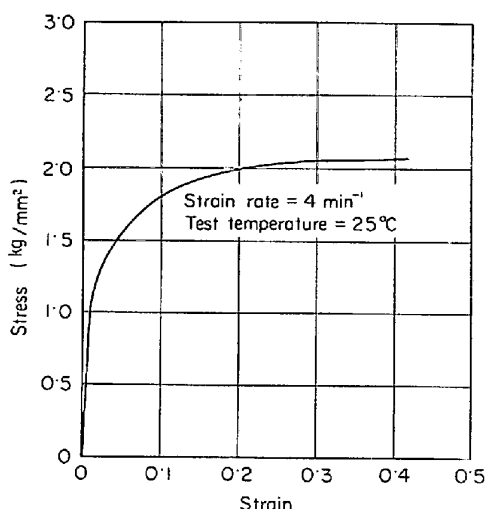


Fig. 7. Stress-strain curve of pure lead.

5~4.0 min⁻¹ であるので、引張り速度もこれに合わせて行なつた。孔型の形状係数 α は(1)式に従つて求める

$$\alpha = p / \sigma \dots\dots\dots(1)$$

ただし、 α : 形状係数

p : 平均圧延圧力 (kg/mm²)

σ : 変形抵抗 (kg/mm²)

と、 $\sigma = 2.0 \text{ kg/mm}^2$ として $\alpha = 1.75$ を得る。この値を使用して、鑄片の変形抵抗を求めると(1)式より 4、9~5、7 kg/mm² となる。圧延時の鑄片表面温度程度の温度での鋼材の変形抵抗は 6~7 kg/mm² と考えられる¹²⁾ のでインライン・リダクションの場合はこれより小さめであり、これは鑄片内部が高温度にあるためであろう。

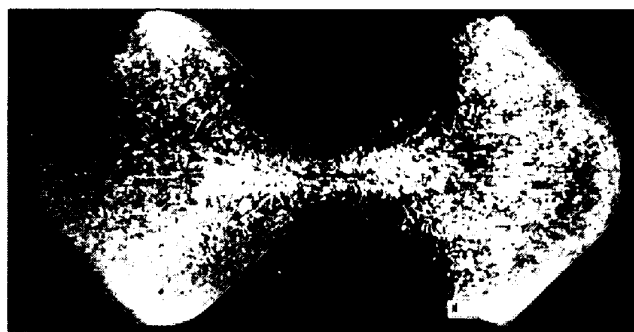


Photo. 2. Macro structure of twin billet (C steel, transverse cross section).

ミルロールの孔型形状寸法、ロール径などはプラスチック(可塑性粘土の一種)を使用して、尺度 1/3 のモデル圧延結果より決定した。Photo. 2 は完全圧下のときの鑄片断面を示すが、この形状寸法は当初予定したものより幅方向の張り出しが少なく、この部分のコーナー形状が十分出していない。この傾向は A、B、C 3 鋼種いずれも類似しており多少計画に無理があつたのではないかと考える。

3.2 内面性状について

Photo. 2 に双子材の横断面マクロ組織を示すが、鑄片を双子材に圧延すると、鑄片の中心部分は圧延されて双子材の接合部分になる。Photo. 2 より明らかなように、鑄片中心部に発生する引け巣などの欠陥は完全に圧着しているが偏析バンドは残つている。Photo. 3 は同一チャージの鑄片でリダクションしたものと鑄込みのままのもの



Surface

(a) Cast billet

Center



Surface

(b) Twin billet

Joint

Photo. 3. Enlarged macro structure of cast billet of C steel ($\times 3 \times 1/2$) (7/9).

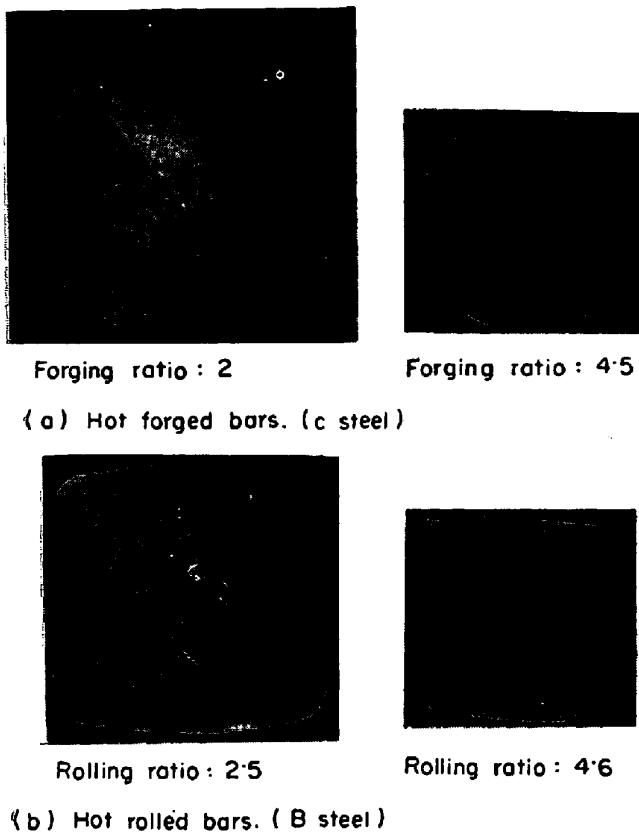


Photo. 4. Macro structure of bars produced from twin billet ($\times 3/5$ upper or upper left side coincides with joint.)

の横断面マクロ組織を示すが、鑄片中心部が圧延されて移行した双子接合部ではデンドライト組織が微細化され、かなりの密性を有していると思われる。つぎに双子鑄片の接合部を切断して単一材とし熱間圧延または鍛造した鋼片の横断面マクロ組織を Photo. 4 に示す。双子材の接合部に相当する個所には独特のマクロ組織パターンが認められ、このパターンは圧延比が増すと消失する傾向にはあるが圧延比 4.5 程度でもわずかに認められる。以上のように、双子材ではその接合部分は、鑄片中心部と比較すれば非常に改善されているにもかかわらず、鑄片時に表層部を形成していた部分と比較すると、いまだ組織があらく、圧延比 4.5 以上ではじめて両者の差はなくなるといえる。これとは逆に従来問題とされてきた熱間圧延材、熱間鍛造材の中心部分は、鑄片時の中心部分と関係がないので、Photo. 4 のごとく小さな圧延比でも他の部分と均質になつていくことが明らかである。

つぎに接合部分のマクロ組織パターンについて、鋼種の影響をみるため、40 mm ϕ の丸棒の横断面拡大マクロ組織を Photo. 5 に示す、A、B の 2 鋼種については、接合部分に相当する個所でも組織の粗さはほとんど認めら

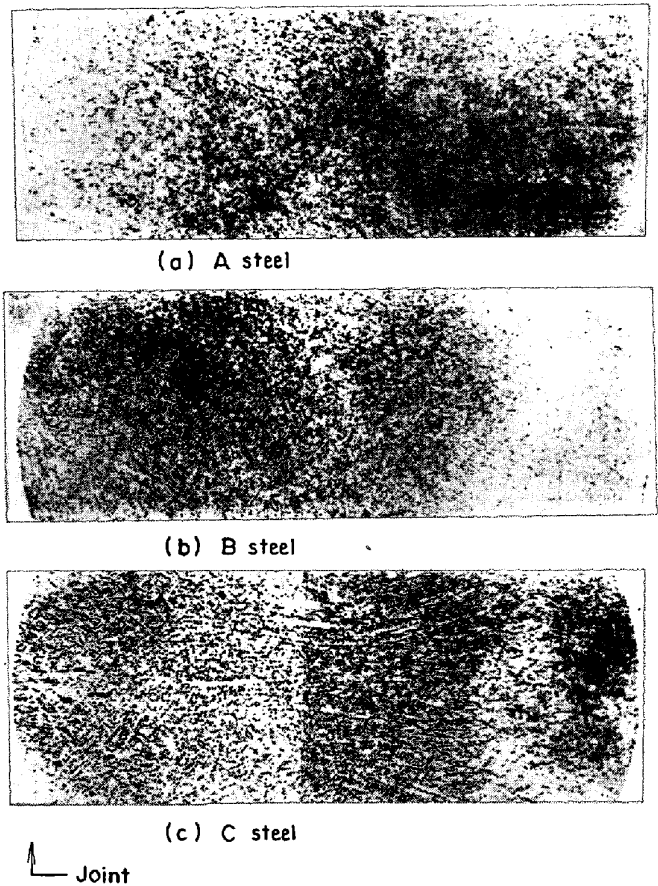


Photo. 5. Enlarged macro structure of round bars forged to 40 mm ϕ ($\times 4 \times 1/2$).

れず、断面内ではほぼ均一な組織を示しているのに対し C 鋼種では接合部に相当する個所の組織のあらさがきわめて大きく、この種鋼種ではさらに圧延比を上げないと断面で均質な組織とならないといえる。Photo. 6 は鑄片、双子材、熱間圧延材のミクロ組織を示すが、マクロ的に認められた接合部分のパターンは認められず双子材、熱間圧延材とも断面内でほぼ均質な組織を示しこの傾向は鋼種によつても変わらない。つぎに化学成分分析と清浄度の測定を行なつた。Fig. 8 は双子材の縦断面を 13 mm ϕ のキリで軸方向に試料採取し炭素含有量の変動をみたものである。A、B、C 3 鋼種ともに接合部分の成分変動が大きく、鑄片に認められる V 偏析の傾向と類似していることからインライン・リダクションによつても鑄片の成分分布は変わらず、鑄片中心部の成分変動はそのまま双子材接合部に受け継がれていると考えられる。また成分変動の度合いは C 鋼種で一番大きくなつていく。Fig. 9 は双子材横断面の清浄度を測定したものであるが、とくに C 鋼種では接合部分の清浄度が悪くなつていくのが明らかであり、さらに Mn-silicate 系の粗大な介在物が 3 鋼種中では一番多く認められた。これら介在物

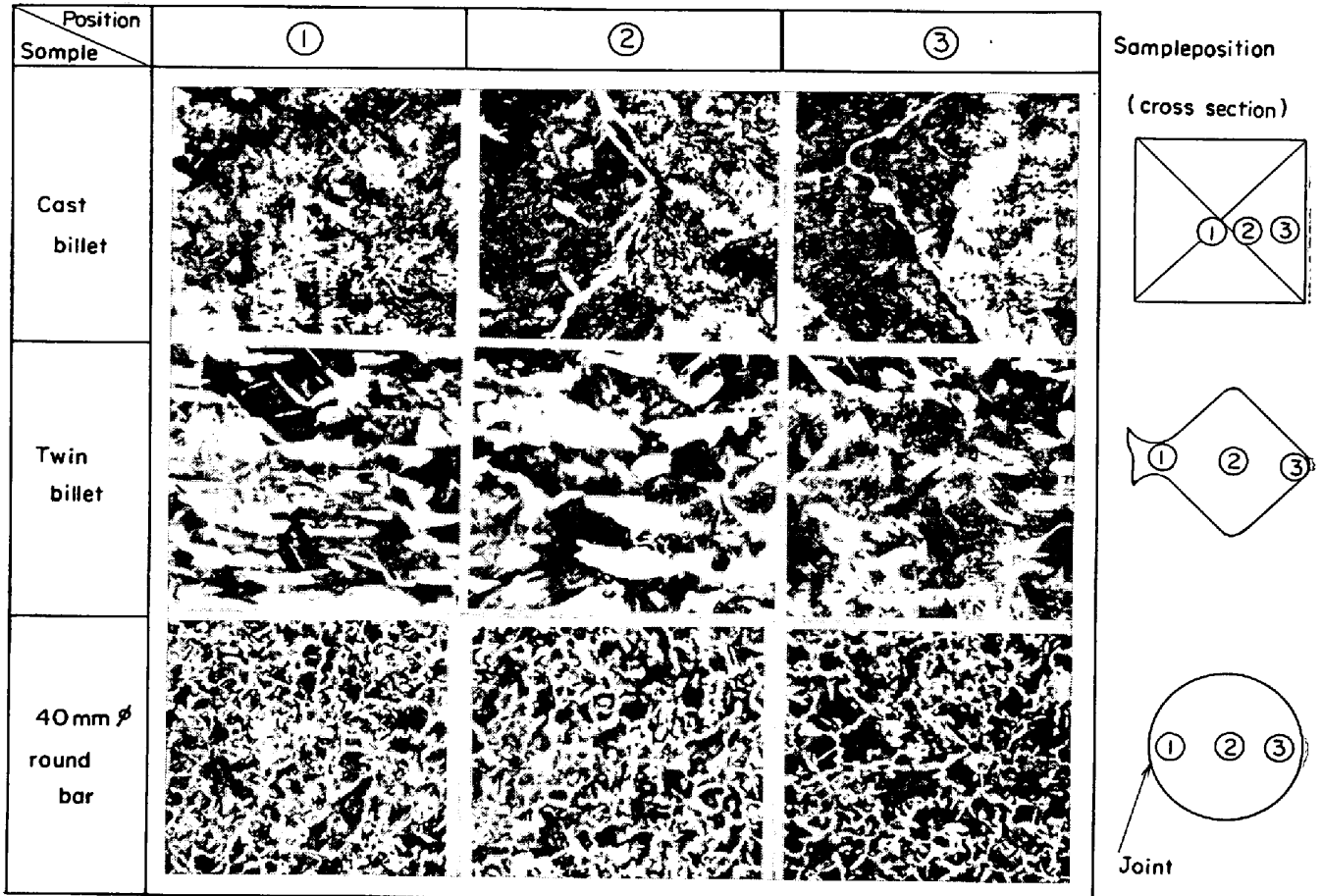


Photo. 6. Micro structure of cast billet, twin billet and round bar. (B steel, picrai etch $\times 100 \times 1/2$) (7/8)

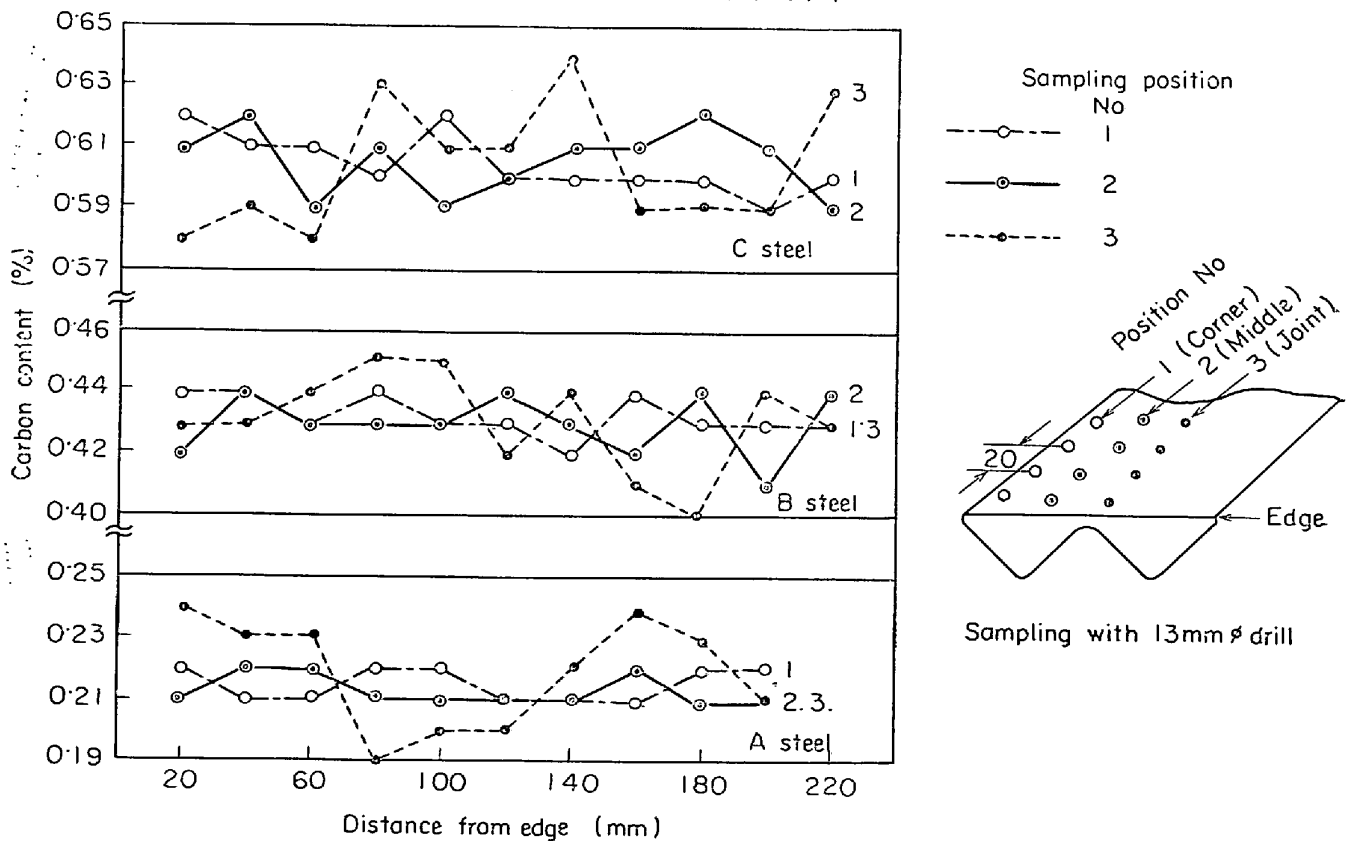


Fig. 8. Variation of carbon content in twin billets.

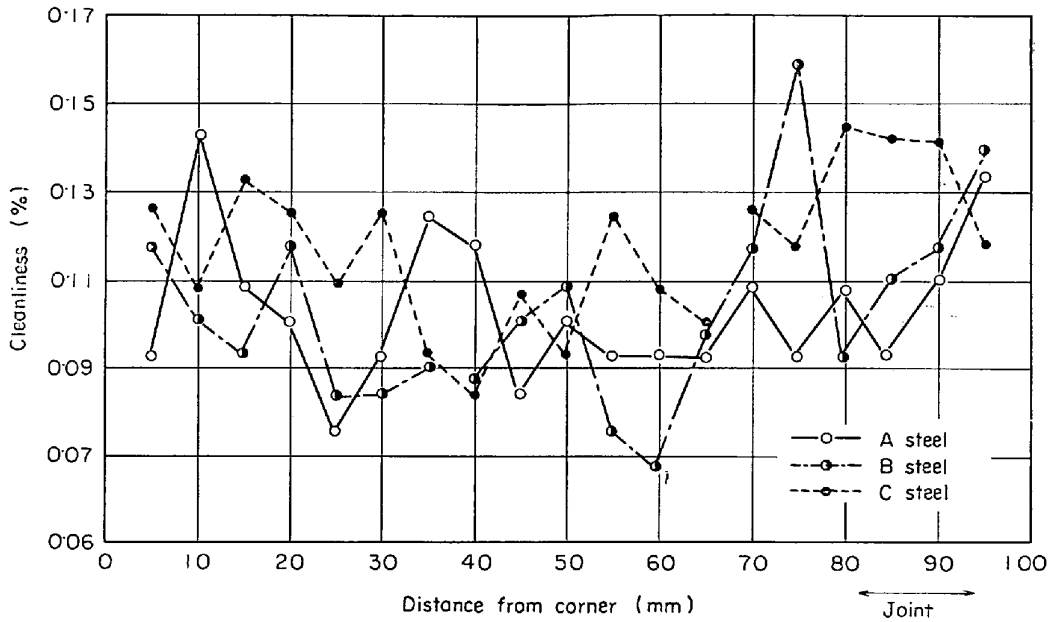


Fig. 9. Relation between positions of twin billets and cleanliness.

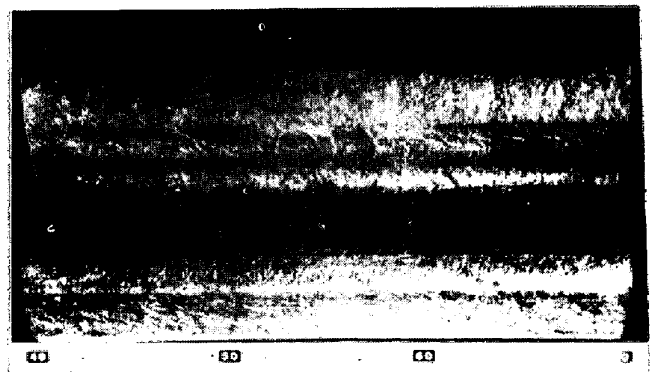
および成分変動は、鑄片時からそのまま受け継がれ、双子材の接合部はとくに悪い条件となりこれがPhoto. 4に認められたような独特なマクロ組織パターンと関係あると考えられ、とくに介在物の量についてはその後の圧延によつても変わる可能性は少ないので、この点がC鋼種では圧延比が上がつても均一な組織にはならない一つの原因と考える。

3.3 表面性状について

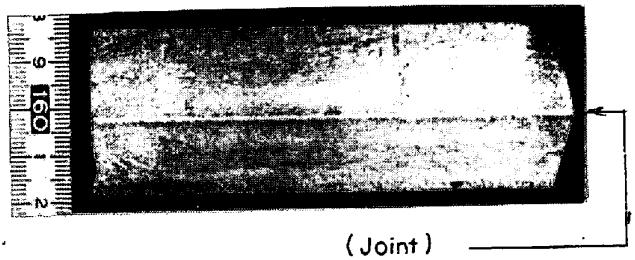
インライン・リダクションにより双子材を製造する場合、その接合部分は一度に 120 mm から 20 mm の厚さに圧延されるような高度の圧下を受けるとともに、圧延速度が遅いためロールへ伝達される熱量も多いので、圧延中の表面部の過冷に伴う割れが心配される。Photo. 7は双子材および熱間圧延角棒を酸洗した表面状況を示す。Photo. 7から明らかなように、双子圧延による割れの発生は認められない。双子圧延時に鑄片コーナー部分は平面化されて双子材のコーナー部より少しずれた位置にくるが、この鑄片コーナー部分は圧延温度が低いと非常に割れやすいことが実験中に明らかとなつた。このため加熱炉を設置しコーナー部の昇温に努めた結果この部分が割れる現象は皆無となつた。つぎに双子材を接合部分で切断して分離するので、接合部分では3.2項に述べたように成分変動、介在物の集積などの現象があり、この部分が熱間圧延時に疵へ進展することも心配されたが、Photo. 7に示すように、この部分では他の部分と全く同一の表面性状を示した。

3.4 強度性質について

双子材について接合部分の影響を求めるための引張り



(a) Twin billet (C steel)



(b) Square bar (C steel)

Photo. 7. Surface properties of twin billet and square bar (acid pickling).

試験結果を Table 2 に示す。A, B 2 鋼種では接合部分の影響はほとんど認められないが、C 鋼種ではこの部分の伸び、絞り性質の低下が認められる。Fig. 10 は熱間圧延材の軸方向のUノッチシャルピー試験の結果であり、圧延比が上がると衝撃値も上がるが、いずれの鋼種でも接合部分は、他の表面部分に比べ低い値になつており、とくにC鋼種ではその差が大きい。これらの強度性

Table 2. Tensile test results of twin billet and square bars (mean values of three pieces).

Steel	Test piece Position	Twin billets			Square bars (25 mm□)		
		Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
A	Surface	53.5	36.0	63.2	55.5	29.5	62.7
		53.0	26.0	53.0	55.5	29.8	58.2
B	Surface	69.7	16.5	16.8	70.8	19.7	53.8
		71.7	21.0	31.0	70.4	19.3	50.5
C	Surface	87.7	13.0	13.8	86.2	14.8	42.5
		77.8	5.5	6.0	87.6	11.2	37.2

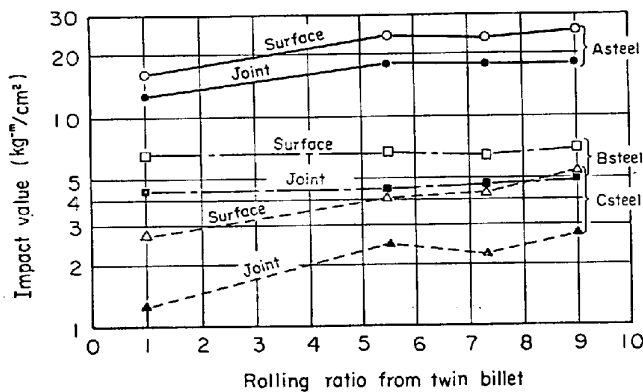


Fig. 10. Relation between rolling ratio and impact value.

質は3.2項で述べたように接合部分が鑄片中心部の性質を受け継ぎその結果として、成分変動、介在物の集積などが起こり、これが強度性質に影響を与えていると考えられるが、とくに衝撃性質に対する介在物の影響は多く報告されており¹³⁾¹⁴⁾、双子材接合部分での衝撃値低下と深い関係があるのではないかと思う。

4. 結 言

おもな結論は次のとおりである。

(1) インライン・リダクション時の平均圧延圧力は、8.5~9.7 kg/mm² であり、孔型形状を考慮して変形抵抗に換算すると4.9~5.7 kg/mm² またはこれより多少小さな値となり鑄片表面温度より予想される値より小さな値となる。また鑄片内部の温度が高いため、変形能が大きく、高度の圧延も可能であることが明らかとなった。

(2) 双子材へのリダクション法により、従来問題となつた製品中心部の欠陥は完全に解消されたが、鑄片中心部の性質を受けつた双子接合部が切断により表面に露出し、この部分は独特のマクロ組織パターンを形成する。この組織パターンは後工程での圧延比が上げれば消失

する傾向にあり、低中炭素鋼のA、B 2鋼種では圧延比4、5以上であれば、ほぼ均一な断面組織となるが高炭素鋼のC鋼種ではさらに圧延が必要である。

(3) 双子材を切断して熱間圧延した角棒からの引張試験の結果、A、B 2鋼種については双子接合部に相当する個所の性質劣化は認められなかつたが、炭素含有量の高いC鋼種では伸び、絞りが低下していた。また鑄片表面部分がそのまゝ圧延された部分と比べ双子接合部に相当する個所は衝撃性質がやや劣り、とくにC鋼種ではこの傾向が大きい。この原因として、双子圧延に伴つて鑄片中心部の成分変動、介在物の量などはそのまま双子接合部に移行し、これらの性質は熱間圧延中も大きく変わることはなく強度性質に悪影響を与えていると考えられる。これらのことから、従来問題となつていた製品中心部の欠陥がそのまま表面部に移行し、この部分の強度低下の大きい高炭素鋼では問題が残るであろう。

なお本研究により連鑄々片をインライン・リダクション法により各種形状への成型加工の見透しが得られたことの意義は大きいと考える。

終わりにのぞみ熱間圧延にご協力いただいた東北砂鉄鋼業(株)に対し厚く御礼申し上げます。

文 献

- 1) B. TARMANN and H. VOUBANK: Radex-Rundschau, (1967)1, p. 429
- 2) H. G. BAUMANN: Draht-Welt, 55(1969)10, p. 607
- 3) B. TARMANN: Draht-Welt, 55(1969)1, p. 18
- 4) H. SCHENCK, et al.: Stahlu. Eisen, 92(1972)17, p. 831
- 5) H. G. BAUMANN: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 25~26, p. 1467
- 6) H. G. BAUMANN, et al.: Stahl und Eisen, 91 (1971)3~4, p. 139
- 7) R. B. BERG, et al.: 54th Nat. Open Hearth and Oxygen Steel Conference Proc., 54(1971), p. 24

- 8) N. V. MOLOCHNIKOV, et al.: Stal in English May, (1970), p. 353
- 9) R. J. SARJANT et al.: JISI, 177(1954)4, p.428
- 10) 志田, 第17回塑性加工連合講演会前刷集 No 214 (1966), p. 213
- 11) 橋爪: 塑性と加工, 4(1963), p. 733
- 12) W. LUEG and H. G. MULLER: Arch. Eisenhüttenw., 28(1947), p. 505
- 13) 長谷部, ほか: 鉄と鋼, 57(1971)11, S633
- 14) 斎藤, 内山: 鉄と鋼, 57(1971)6, p. 942

討 論

【質問】 川崎製鉄(株) 平野 豊

鑄片加熱用バーナー炉を設置しているが, その温度上昇はどれくらいか.

【回答】

本研究で使用したバーナー炉では, 火炎は鑄片コーナー部だけに当たるような構造になっており, コーナー部

の加熱を目的としている. コーナー部の温度上昇は80~100°Cと考えている. また面部分については, わずかに上昇する程度である.

【質問】 住友金属工業(株) 牛島清人

1. 双子接合部の切断はラインで行なっているか.
2. 切断部分のピレット形状はどうか. また手を加えないで後続圧延機にかけられるか.

【回答】

1. 双子接合部の切断は本試験の場合はライン外で鑄片が冷えてから行なっている. また切断部分の形状は, ちょうど20mmの面取りをしたような形状になっており, 他のコーナー部分と形状が異なっている. この点ガス切断であるので, R状の形状にするのは無理と考える.
2. 後続の圧延については, ガス切断のままコーナー形状も修正せず行なつた. この点後続圧延の孔型形状寸法が厳しく制限される場合には, 接合部分の厚さを調節して対処したいと考える.