

影響と推定される。また 140kg/mm² 級 18Ni 型 N-3 材が低強度のわりに遅れ破壊性がよくないのも、180kg/mm² 級にくらべ Mo 量が少ないためと想像される。

5. 結 言

Fig. 1 のような切欠付ボルト形状試片を水中で負荷することにより高張力鋼の遅れ破壊性を評価することができた。引張強さ 140kg/mm² 級では低炭素低合金鋼が中炭素のものよりすぐれた遅れ破壊性をもつ。同強度 13Cr 鋼は切欠引張強さが改善されればよい性質をもつものと考えられる。18Ni 型マルエージング鋼は 180kg/mm² レベルで適当な耐性をもつと判断されるが、20Ni 型はきわめて遅れ破壊に敏感である。また一般に切欠引張強さから遅れ破壊性を推定することは危険である。低炭素低合金鋼 SCM 22 材におけるオーステナイト粒度の遅れ破壊性におよぼす影響は小さい。

文 献

- 1) E. A. STEIGERWALD, F. W. SCHALLER & A. R. TROIANO: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., (1960), p. 832
- 2) L. GRUNBERG, D. T. JAMIESON & D. SCOTT: Phil. Mag., (1963), p. 1553
- 3) E. A. STEIGERWALD: Proc. of Amer. Soc. Test. Mat. (1960), p. 750
- 4) H. H. JOHNSON, J. G. MORLET & A. R. TROIANO: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met & Pet. Eng., (1952), p. 528

(149) 連続鋳造により製造したステンレス線材の材質について

八幡製鉄, 光製鉄所

太田隆美・岡本一生・江口直記・○吉村隆文
On the Quality of 18-8 Stainless Steel Wire Rod from Continuously Cast Bloom.

Takayoshi ŌTA, Kazuo OKAMOTO
Naoki EGUCHI and Takafumi YOSHIMURA.

1. 結 言

連続鋳造法によるばね鋼などの条材ならびに SUS 27 などのステンレス鋼板の製造²⁾についてはすでに報告され、その品質は従来の鋼塊法材と全く差がないことが明らかにされている。本報は SUS 27 ステンレス鋼線材を連続鋳造により製造し、製造工程中の材質変化を調査すると共に特に線材圧延以降については鋼塊材との比較に注意を払って試験したものである。

2. 試 料

調査した試料の製鋼成分を Table 1 に示す。試料 A~F は 10 または 40 t 電炉で溶製後連続鋳造法により 155mm φ ブルームとし中形圧延で線材用ピレット (70mm φ) とし次いで 5.5~11mm φ に熱間圧延した。なおこの間の各工程で試片を採取した。試料 G, H は鋼塊法により製造した生産材から採取したものである。

3. 実 験 結 果

3.1 連続鋳造ブルームの偏析

As cast ブルームの偏析程度を調べるため試片の各位置で表面, 中間, 中心部の分析を行なった。この結果の 1 例を Table 2 に示す。

この結果高さ方向ならびに横方向の偏析はほとんどないことが判った。この傾向は広巾スラブの場合と同様である。

Table 1. Chemical analysis. (Ladle)

Specimen	Process	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
A	C. C.	0.04	0.82	1.02	0.029	0.010	9.60	18.35
B	"	0.06	0.71	1.38	0.028	0.006	8.01	18.42
C	"	0.07	0.44	1.25	0.026	0.008	8.08	19.12
D	"	0.05	0.52	1.22	0.026	0.006	8.09	19.34
E	"	0.05	0.68	0.96	0.030	0.012	9.98	18.21
F	"	0.07	0.54	0.99	0.033	0.011	9.10	18.36
G	C. I.	0.05	0.43	1.05	0.029	0.018	10.04	17.52
H	"	0.07	0.76	1.12	0.025	0.008	8.93	18.86

C. C.: Continuous Casting Process.

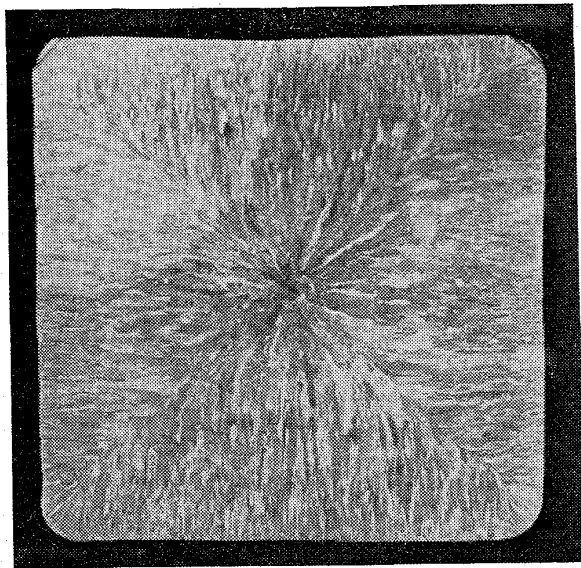
C. I.: Conventional Ingot Process.

Table 2. Segregation in transversal-section of cast bloom. (Specimen C)

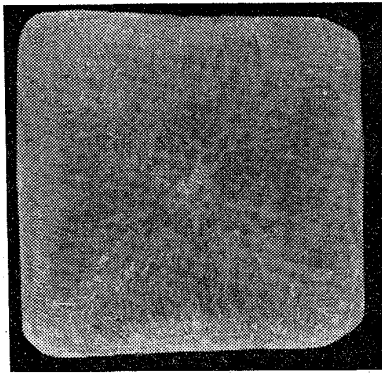
P	E	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	δ-Fe (%)
Surface		0.078	0.45	1.22	0.025	0.009	8.19	19.25	4.7
Middle		0.081	0.45	1.22	0.024	0.009	8.19	19.16	6.1
Center		0.083	0.46	1.22	0.026	0.007	8.19	19.16	5.2

E: Elements.

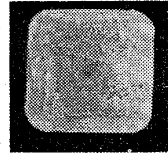
P: Place.



(a) As cast 155φ (α=1)



(b) Billet 70φ (α=49)



(c) 25φ (α=46)



(d) 11φ (α=185)



(e) Rod 5.5φ (α=1010)

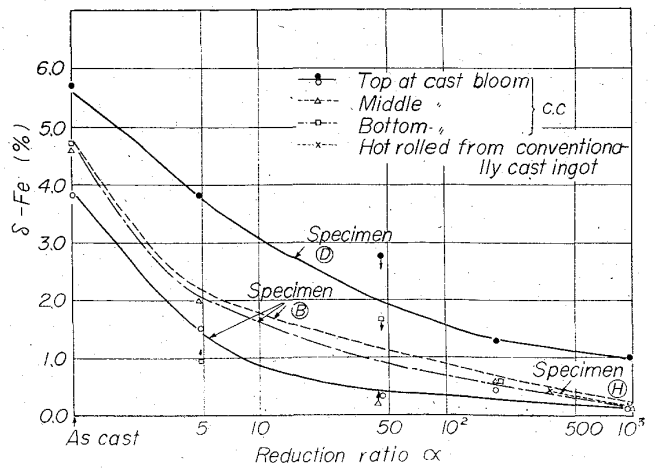
Photo. 1. The change of macro structure hot rolling.

3.2 熱間加工によるマクロ組織の変化

As cast から 5.5φ 線材までのマクロ組織の変化を Photo. 1 (a)~(e)に示す。As cast では断面中心部までよく発達した柱状晶が見られ周辺の気孔、ピットなどは全くなく 70φ ビレット (加工比 $\alpha=4.9$) では柱状晶はほとんど消え組織もかなり微細化される。ビレットで表面近くに見られる菱形模様は鍛錬効果の差に基づく結晶粒の差によるものでこれより外側は粒が小さく内側は大きい。25φ ($\alpha=46$) になるとこの菱形模様は内側に入り込み 11φ ($\alpha=185$) 5.5φ 線材 ($\alpha=1000$) では均一な組織となる。一方鋼塊材は 70φ ($\alpha=51$) ですすでに均一で加工と共にさらに緻密になる。

3.3 熱間加工によるミクロ組織の変化

As cast におけるブルームの δ -Ferrite 量の 1 例は Table 2 に示すごとくブルーム最外層は少なく内層に行くにしたがい増加しいずれも網状に分布するが外層は急速凝固のため網状組織は微細である。 δ -Ferrite は加工と共に Fig. 1 に示すごとく $\alpha=10$ 位まで急激に減少しそれ以後はゆるやかに減少し線材では 1% 以下で鋼塊材と全く差はない。As cast における δ -Ferrite 量

Fig. 1. The change of δ -Ferrite content during hot rolling.

におよぼす成分の影響を検討した結果、通常の鋼塊法の場合と同様 C, Ni, Cr の影響が大きく例えば本実験の場合でも試料 D は試料 B に比しやや多いが加工比と共に拡散減少する。また Soaking の影響³⁾を調べると、1100°C×8hr で δ -Ferrite 5% のものは約 90%、10% のものは約 60% 以上消失しかつ形態は粒状化する。オーステナイト粒度は As cast では不明瞭であるが $\alpha=5$ 以上では 6~8 であり線材では圧延終了後の捲取条件で変化する。

非金属介在物は鑄片内外で均一に分布しかつ微細であり加工比と共に次第に減少し As cast で 0.05~0.08% のものは 5.5mm φ ので 0.02~0.04% となり、鋼塊材の 0.03~0.05% より少ない目である。

3.4 熱間加工性

熱間加工性について熱間捻回試験で調べた。試験片はいずれも表面中央から長手方向に平行に 80mm φ×40mm (平行部) 寸法のものを選択し 900~1300°C の間の各温度で 70 (0.7), 300 (3.1), 600 (6.2) rpm (() 内は歪速度 s^{-1}) で試験した。このうち 300 rpm の結果を Fig. 2 に示す。加工性は加工比の増加と共に著しく良好となり $\alpha=10$ 程度ではほぼ一定となり、連鑄、鋼塊材の差はなくなり線材圧延における支障は全くない。As cast 時の熱間加工性は δ -Ferrite 量の増加と共に著しく不良になるがこれは Soaking により改善される。その理由は 3-3 項で述べた δ -Ferrite の消失と形態の変化によるものである。歪速度の影響は As cast では歪速度が大きくなると加工性が劣化する傾向が顕著であるが加工比の増加と共に歪速度の影響はあまり受けなくなる。また同図に熱間シャルピー衝撃試験結果を示す。衝撃値も加工比と共に増大するが加工比 2.8 ですすでに一定の傾向を示す曲線に落ち着いている。

3.5 伸線による機械的性質の変化

試料 E, F, G, H の 5.5φ Rod を 1050°C で溶体化処理後減面率で 70% まで伸線しここで 1050°C の溶体化処理を行ない再び 80% 伸線し伸線途中試料を採取し組織調査、機械試験などを行なった。伸線による引張強さの変化を Fig. 3 に示す。引張強さは Ni 量の影響を最も強く受け Ni 量の多いもの程硬化が少なくこの傾向

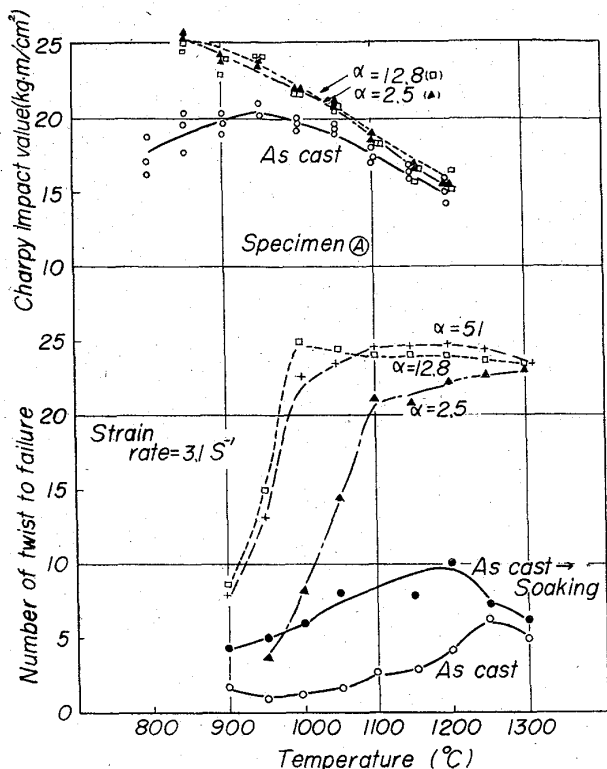


Fig. 2. The effect of reduction ratio (α) on hot twistability and Charpy impact value.

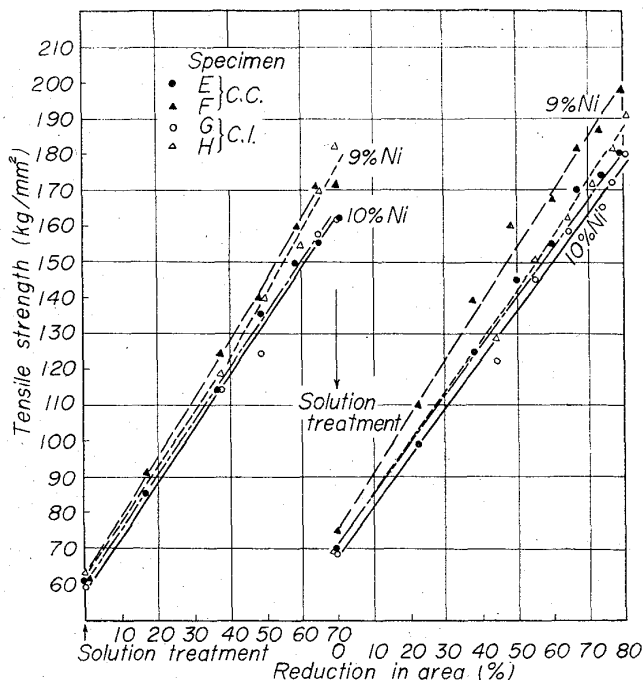


Fig. 3. The change of tensile strength during cold drawing.

は伸線加工率の増加と共に顕著になる。C. C. 法と鋼塊法とでは特に差はなく伸び、絞りなどの靱性値にも差は見られない。70~80%伸線材を再加熱し軟化特性を調べると580°C付近から $\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態が始まり次第に軟化し700°C付近から炭化物の析出が見られ850°C~900°C

で再結晶は終り以後温度の上昇と共に粒が成長するがこの間連铸材と鋼塊材とで特別な差は生じない。

4. 結 言

連続铸造法により SUS27 ステンレス線材を製造し各工程で材質調査を行ない鋼塊法材と比較検討した。この結果は次のごとくである。

- 1) 155mm ϕ 連铸ブルームの各位置における成分偏析は極めて少ない。
- 2) マクロ組織は健全で加工と共に緻密になり、また非金属介在物も少なく δ -Ferriteは加熱熱間圧延により拡散均一化され線材では鋼塊法材と全く差はない。
- 3) 伸線加工後の機械的性質および組織も鋼塊法材と差はない。

文 献

- 1) 牛島他: 鉄と鋼, 45 (1959), p. 274, 45 (1959), p. 967, 46 (1960), p. 293, 46 (1960), p. 1236, 47 (1961), p. 390, 47 (1961), p. 1413
- 2) 西郷: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1022, 太田他: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 873
- 3) 太宰他: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 1482

(150) 冷間引抜法によるステンレス組合せ鋼管およびその空引試験

(組合せ材料に関する研究—III)

東京大学 ○藤津昭平

Stainless Composite Steel Pipes Manufactured by the Cold-Drawing Process and their Sinking Tests.

(Study on composite materials—III)

Shōhei FUJITSU.

1. 緒 言

組合せ鋼管には、組合わされた金属がその接触面で完全に接着している場合と、圧着はしているが接着はしていない場合がある。前者の組合せ鋼管はクラッド鋼管¹⁾と称され、組合せ鋼管の中では工業的に主要な役割を果している。また後者の組合せ鋼管は管材として非常にすぐれた経済性を有している。

著者は後者の組合せ鋼管の製管法を検討し、また各種性質を明らかにした。

すなわち炭素鋼・ステンレス組合せ鋼管は冷間引抜法にて製管し、外側炭素鋼部と内側ステンレス鋼部を強固に圧着せしめ得ることを確認し、さらにその冷間空引試験を実施して引抜加工性を調べた。

2. 試 験 材 料

素管は継目無し管であつて、炭素鋼管はキルド鋼1種、ステンレス鋼管は化学工業用 STC 52 C を使用した。素管寸法などについては Table 1 に示す。

3. 試 験 方 法

3.1 炭素鋼・ステンレス組合せ鋼管の製管試験

炭素鋼管内にステンレス鋼管を挿入し、鎖式横型冷間引抜機を使用し超硬合金の曲面ダイスにより試験片外表面にエマルジョン潤滑剤を施しながら Fig. 1 のごとく