

急冷凝固した工具鋼の鑄片の特性

技術報告

吉田 千里*・安中 弘行*²・野崎 輝彦*³

Characteristics of Rapidly Solidified Tool Steel

Chisato YOSHIDA, Hiroyuki YASUNAKA and Teruhiko NOZAKI

Synopsis:

The rapid solidification of high speed steel was investigated by using water-cooled chill block apparatus, which was simulated to function similarly to a caterpillar-type caster or roll caster. The secondary dendrite arm spacing near the surface was 4 μm in every cast ingot. By increasing the thickness of the ingot, the dendrite arm spacing at the center also increased. By analyzing the relationship between the dendrite arm spacing and cooling rate, the cooling rate near the surface was estimated at 10³°C/s and that at the center of 40 mm-thick cast ingot was 10⁰°C/s. The size of eutectic carbide decreased with the thickness of the cast ingot. The cast ingots were heat treated at 1 150°C for 2 h. Lamellar eutectic carbide changed to the spheroidal one by heat treatment.

Furthermore, plates of carbon tool steel were made by the twin roll test caster. Casting speed was 5~10 m/min. The size of cast plate was 1~2.5 mm in thickness and 260 mm in width. The carbon tool steel plate was heat-treated at 690°C for 1~50 h. The spheroidal cementite structure was obtained by the heat treatment. The plates of high speed steel were also made by the twin roll test caster. Fine eutectic carbide was observed in the cast plate by the heat treatment.

Key words: high speed steel; carbon tool steel; rapid solidification; strip casting; eutectic carbide; spheroidal cementite.

1. 緒 言

ストリップキャスティングにより、溶湯から直接薄板を作製する試みが活発に行われている。前報¹⁾²⁾では、チルブロックキャスターを想定した水冷の銅チルブロック鑄型に 40 mm から 3 mm 厚までの炭素工具鋼を鑄込み急冷凝固させ、鑄片の冷却特性、凝固組織、マクロ偏析、介在物、セメントタイトの球状化、熱延における必要圧下率について調査した。

本研究では前報¹⁾²⁾と同様に水冷の銅チルブロック鑄型に高速度鋼を鑄込み、40 mm, 25 mm, 5 mm の鑄片を作製し、鑄片の凝固時の冷却速度(以後冷却速度とする)及び共晶炭化物の大きさについて調査した。高速度鋼の共晶炭化物は、材質の特性を左右するものであり、その大きさと分布は重要な要因となっている。炭化物は微細均質に分布することが望ましいので、粉末法やストリッ

プキャスティングのような急冷凝固を利用することはきわめて有効と思える。しかし高速度鋼を含めて工具鋼板材へのストリップキャスティング適用の研究は今まではほとんど行われておらず、高炭素鋼板^{1)~3)}と高速度鋼棒材⁴⁾の研究が行われた程度である。そこで、炭素工具鋼と高速度鋼について双ロール法で 1~2.5 mm 厚の鑄片をつくり、マイクロ組織や熱処理の効果について調査した。

2. 実験方法

2.1 チルブロック鑄型による実験

Fig. 1 は水冷の銅チルブロック鑄型の実験装置である。15 kg の高周波溶解炉を用いて高速度鋼 SKH51 を砂型の湯道を通して上注し、銅チルブロック(銅板の厚み 25 mm)で急冷凝固させた。Table 1 に化学組成を示す。鑄込温度は 1 590°C 一定で行った。鑄片サイズは縦 120 mm, 横 70~80 mm で厚みは 40, 25, 5 mm であ

昭和 61 年 10 月本会講演大会にて発表 Trans. ISIJ, 27 (1987) 10 に掲載 昭和 62 年 2 月 27 日受付 (Received Feb. 27, 1987)

* (株)神戸製鋼所材料研究所 工博 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakino-hama-cho Chuo-ku Kobe 651)

*² (株)神戸製鋼所材料研究所 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd.)

*³ (株)神戸製鋼所技術情報企画部 (Technical Information & Planning Department, Kobe Steel, Ltd.)

る。40 mm と 25 mm はチルブロック方式やベルト方式の同期式薄スラブ連铸機での铸片厚みに相当し、5 mm はロール方式のストリップ連铸機での铸片厚みに相当する。铸片は銅チルブロック内で常温まで冷却した。また40 mm 厚の铸片と铸型の测温を行い、冷却挙動を検討した。测温位置は、铸型内では铸片側及び冷却側からそれぞれ3 mm のところで、铸片内では铸片中心部と铸片表面から3 mm の2か所で测温し冷却速度を求めた。

2.2 双ロール法による実験

高周波溶解炉で、炭素工具鋼 (SK5) と高速度鋼 (SKH51) をそれぞれ 15 kg 溶解し、Fig. 2 に示す双ロール型実験機で薄铸片を铸造した。双ロールは 150 mmφ×260 mm l の鋼製水冷ロールで、2本のロールを

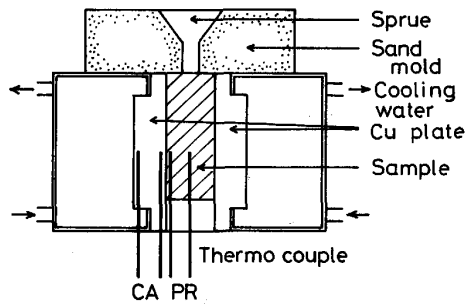
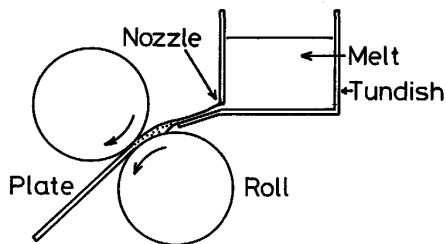


Fig. 1. Experimental apparatus.

Table 1. Chemical composition of high speed steel (%)

	C	Si	Mn	P	S	W	Mo	Cr	V
No.10	0.78	0.17	0.33	0.021	0.005	6.1	4.7	3.9	1.8
No.11	0.82	0.18	0.28	0.025	0.005	6.1	4.7	3.8	1.8
No.12	0.81	0.19	0.37	0.022	0.004	6.1	4.7	3.8	1.8



Roll material Water cooled steel
 Roll size 150 mmφ×260 mmw
 Cast speed 7 m/min
 Cast plate 1~2 mm l×260 mmw

Fig. 2. Experimental method of twin roll casting.

45° の角度で斜めに配置した。45° に傾斜させたのは、溶湯をロール間に静かに注入するのがねらいである。ロール周速度すなわち铸造速度は 5~10 m/min でロール間隔は 1~2 mm である。Photo. 1 は双ロール法で炭素工具鋼の薄铸片を铸造している様子を示している。Table 2 に双ロール法による実験で用いた炭素工具鋼と高速度鋼の化学組成を示す。

3. 実験結果と考察

3.1 チルブロック铸型による実験

3.1.1 ミクロ組織と冷却速度

Photo. 2 はチルブロック铸型に注湯した铸片のミクロ組織である。上段が 40 mm 厚の铸片で、下段が 5 mm 厚の铸片である。40 mm では表面は微細な柱状晶となっている。中心部は表面よりも粗大な組織で等軸晶であ

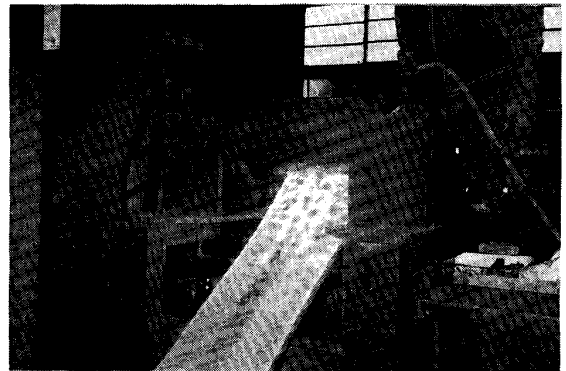


Photo. 1. Strip casting by twin roll method.

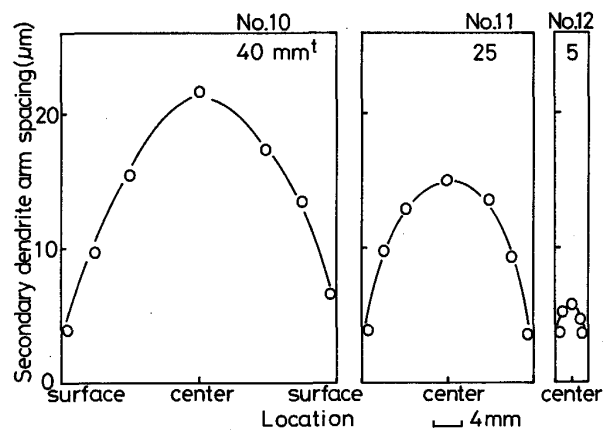


Fig. 3. Secondary dendrite arm spacing.

Table 2. Chemical composition (%).

	C	Si	Mn	P	S	W	Mo	Cr	V
Carbon tool steel	0.77	0.37	0.44	0.02	0.02	—	—	—	—
High speed steel	0.78	0.27	0.37	0.03	0.02	6.1	4.0	4.0	1.8

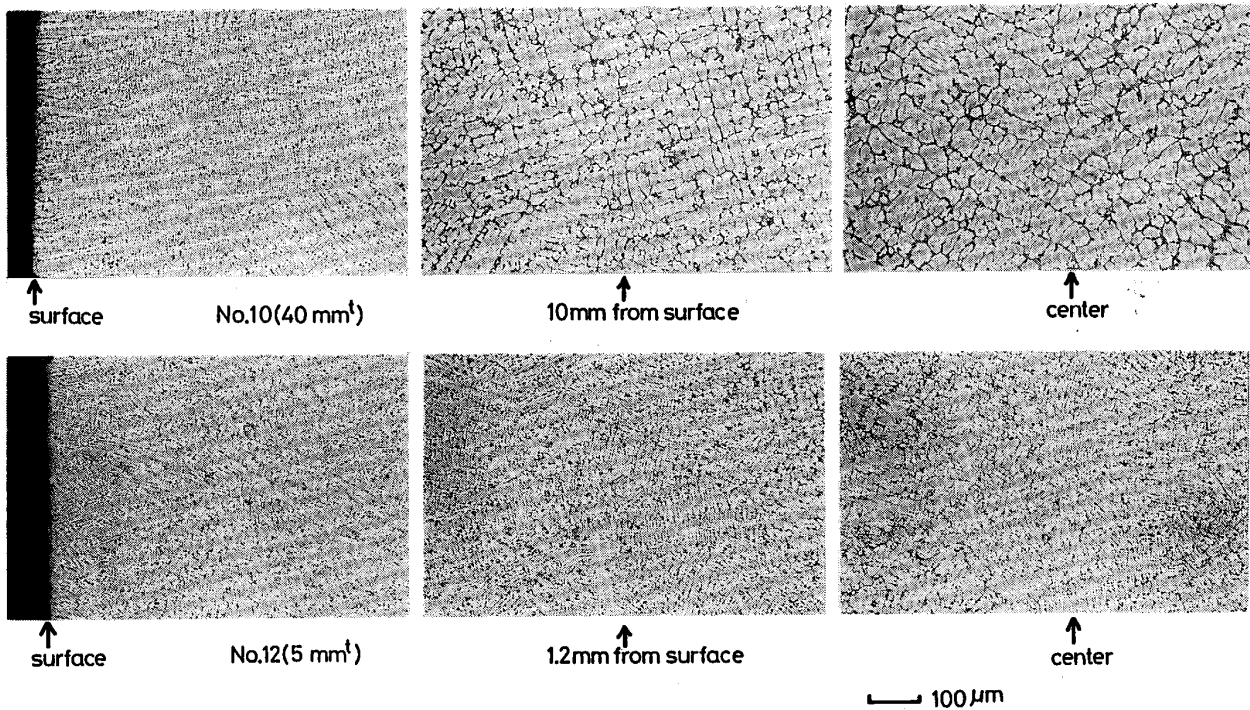


Photo. 2. Micro structure of high speed steel.

る。デンドライト間には共晶炭化物が生成している。5 mm では表面から中心部まで微細な組織で、中心部では 40 mm の場合よりもかなり微細である。また偏析調査のために、40 mm 鑄片で EPMA 分析したところ、W, Mo, Cr, V の合金元素はいずれもデンドライト間に炭化物を生成したが、鑄片中心部でのマクロ偏析は認められなかった。P についても、デンドライト間にミクロ偏析が生じたが、マクロ偏析は認められなかった。

Fig. 3 は 40 mm, 25 mm, 5 mm の各鑄片の表面から中心部までの 2 次デンドライトアーム間隔（以後 2 次アーム間隔とする）の測定結果である。鑄片表面部は 4 μm で、鑄片の厚みによりほとんど変化しなかった。鑄片中心部は、40 mm 厚鑄片で 22 μm 、25 mm 厚で 15 μm 、5 mm 厚で 6 μm であり鑄片の厚みの減少により 2 次アーム間隔の減少がみられた。鑄片の 2 次アーム間隔すなわち冷却速度は肉厚の影響を大きく受けることがわかった。郡司ら⁵⁾により求められた高速度鋼のアーム間隔と冷却速度の関係を急冷域まで拡大して用いると、Fig. 4 に示すように 40 mm 鑄片での表面部の冷却速度は 10^3C/s に近い値で、鑄片中心部の冷却速度は 4.4C/s となった。

$$S_{II} = 100 \cdot R^{-0.28}$$

S_{II} : 2 次アーム間隔 (μm)

R : 冷却速度 ($^{\circ}\text{C}/\text{min}$)

鑄片中心部と鑄片表面から 3 mm の部分を測温した結果

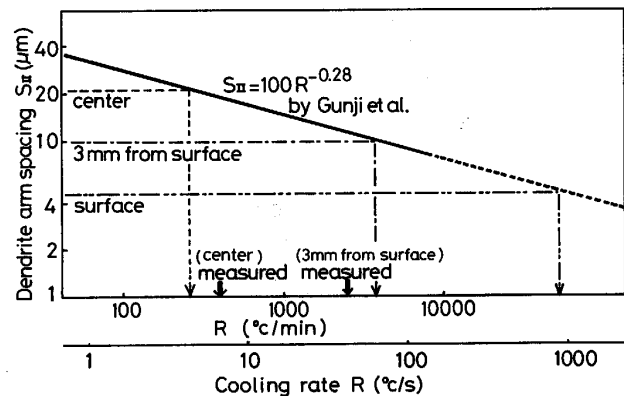


Fig. 4. Relation between dendrite arm spacing and cooling rate in high speed steel.

を Fig. 5 に示す。液相温度を 1420°C 、固相温度を 1250°C とすると、中心部の平均冷却速度は 7°C/s であった。表面から 3 mm では、冷却速度がはやく冷却開始時の測温ができなかったが、平均冷却速度は約 40°C/s と推定される。中心部の 2 次アーム間隔は 22 μm 、表面から 3 mm の位置の 2 次アーム間隔は 10 μm である。上式を用いた時の冷却速度はそれぞれ 4.4°C/s と 64°C/s であるので、実測値と上式の関係式による値はかなり一致した。鑄型内の熱流束を Fig. 5 の鑄型内の測温結果を用いて計算すると、約 $35\text{ cal}/\text{cm}^2 \cdot \text{s}$ となり、前報²⁾で示した炭素工具鋼とはほぼ同様であった。なお 2 次アーム間隔から求めた 25 mm 厚と 5 mm 厚の中心部

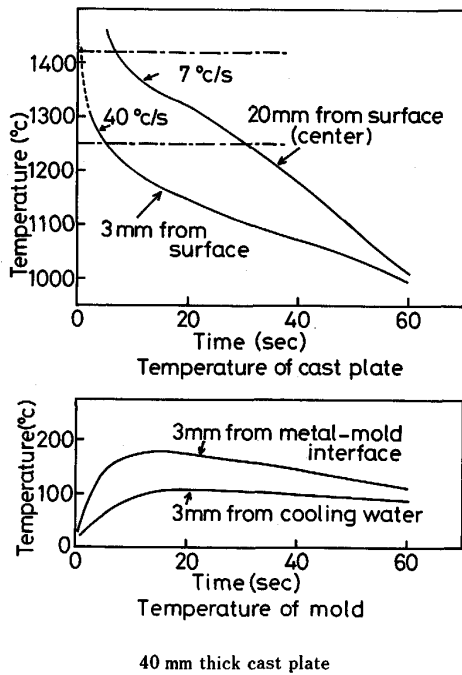


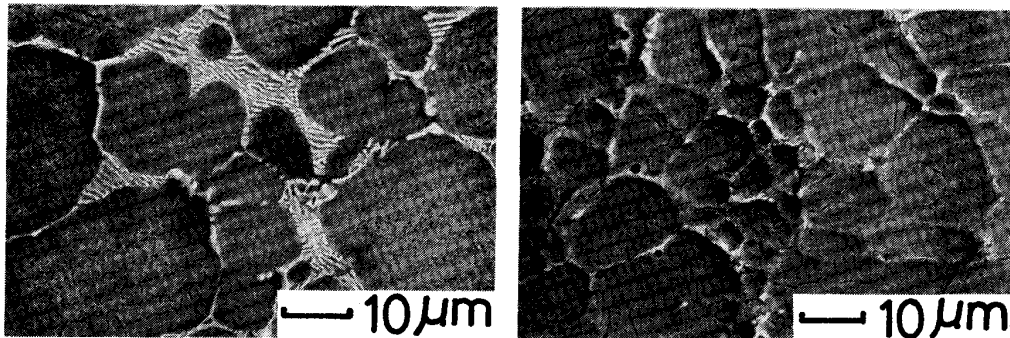
Fig. 5. Temperature of cast plate and mold.

の冷却速度は 14°C/s と $3.8 \times 10^2 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ であった。

3.1.2 共晶炭化物

Photo. 3 において、左側が 40 mm 厚の鑄片、右側が 5 mm 厚の鑄片の中心部で生成した共晶炭化物の形状である。いずれの鑄片の表面および中心部でも、ラメラ状の炭化物が主体で、一部に粒状の炭化物が観察された。EDX 分析するとラメラ状も粒状も共に W, Mo, Cr, V, Fe を含む炭化物であったが、粒状の炭化物には V の比率が高い傾向がみられた。FREDRIKSSON ら⁶⁾ の炭化物の組成に関する研究結果からラメラ状の共晶炭化物は M_2C 型で、粒状の炭化物は VC の比率の高い MC 型であると思われる。40 mm と 5 mm の鑄片では、炭化物のタイプと組成に相違はみられなかったが、鑄片厚みの減少すなわち冷却速度の増加により炭化物が均質微細になる傾向がみられた。

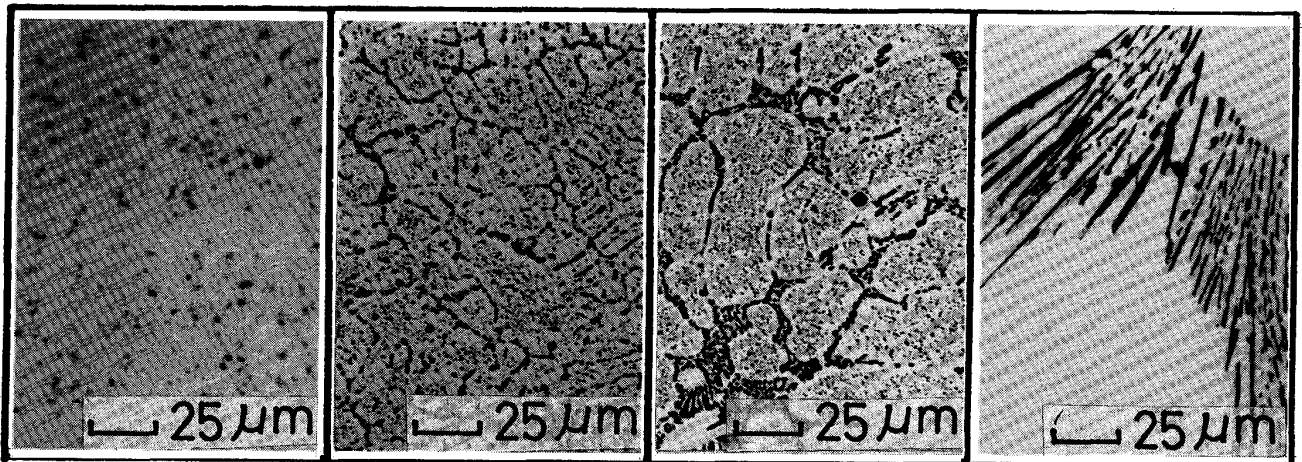
冷却速度の大きい粉末法では微細な炭化物が生成し、冷却速度のゆるやかなインゴット造塊法では粗大な炭化物が生成する。本実験で得られた炭化物の大きさをそれらと比較するため、Photo. 4 では粉末法と本実験結果



No. 10 (40 mm t)

No. 12 (5 mm t)

Photo. 3. Eutectic carbide of high speed steel.



PM

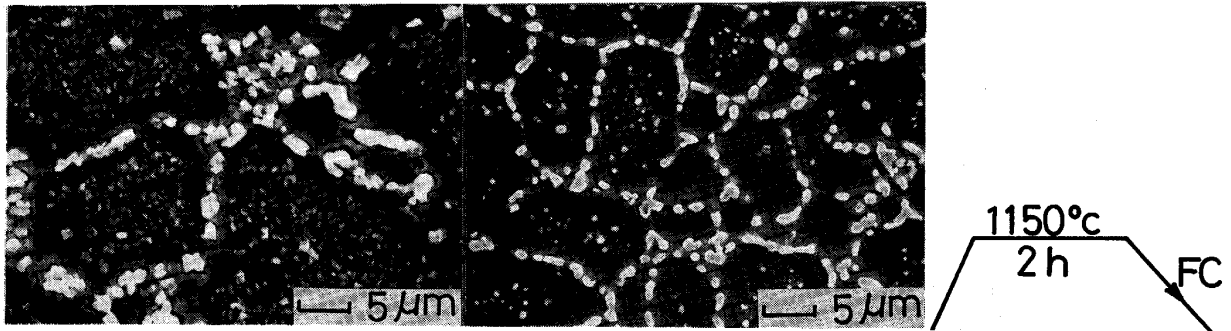
5mm t

40mm t

US

PM: Powder Metallurgy US: Unidirectional Solidification (correspond to ingot casting)

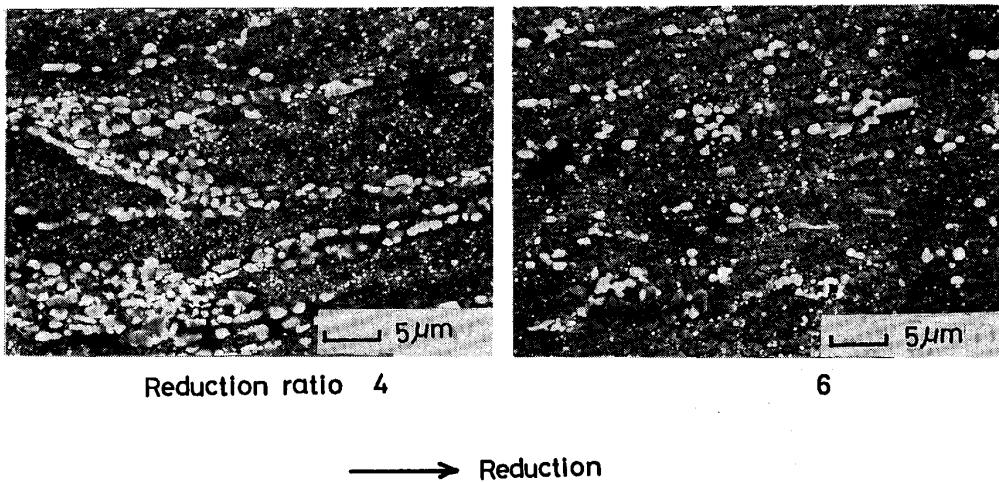
Photo. 4. Comparison of carbide size by various methods.



No. 10 (40 mm)

No. 12 (5 mm)

Photo. 5. Eutectic carbide of heat treated high speed steel.



Reduction ratio 4

6

Photo. 6. Effect of reduction ratio on the dispersion of eutectic carbide.

とインゴット造塊法に相当する冷却速度（鑄片中心部 $8^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ）で一方向凝固した時の炭化物の大きさを示した。チルブロック法による本実験結果は、インゴット造塊法に相当する炭化物よりもかなり小さな炭化物が生成し、5 mm 厚鑄片では粉末法のそれに近い大きさとなることがわかった。

次に炭化物の球状化を試みた。1150°C で 2 h 保持してラメラ状の炭化物を球状の炭化物とした。球状化により材質の向上が期待できる。Photo. 5 に実験結果を示す。40 mm 鑄片の場合は、炭化物は球状化され分断できたが、球状炭化物が密集して存在する部分が存在した。この部分をさらに分断させるには熱間圧延が必要である。5 mm 鑄片の場合は、炭化物が球状になっているが、40 mm 鑄片でみられた密集した炭化物は存在しなかった。しかしネットワーク状になっているところが多くそれらを破壊するには若干の圧延が必要であろう。本実験では、炭化物の球状化に対する焼鈍時間の影響は検討しなかつたが、急冷凝固した炭化物は、炭化物のラメラ間隔がせまいので、より容易に球状化されると予想

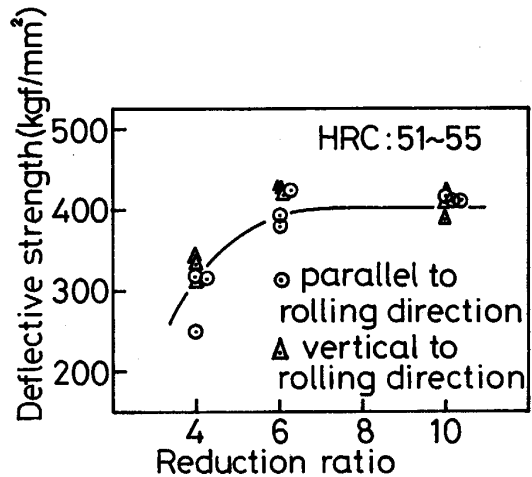
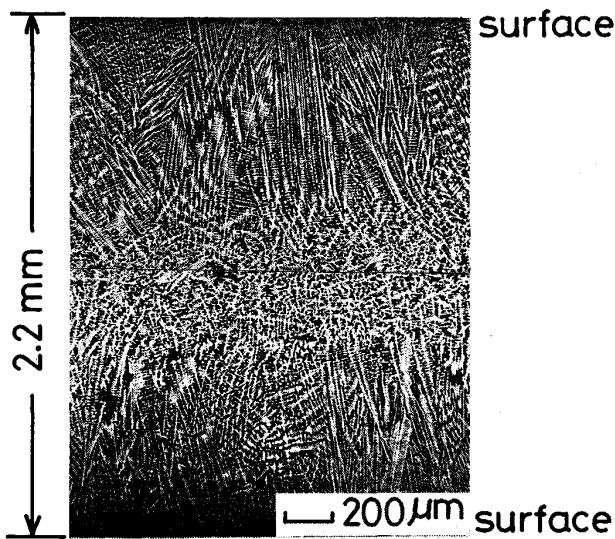


Fig. 6. Relation between deflective strength and reduction ratio.

される。

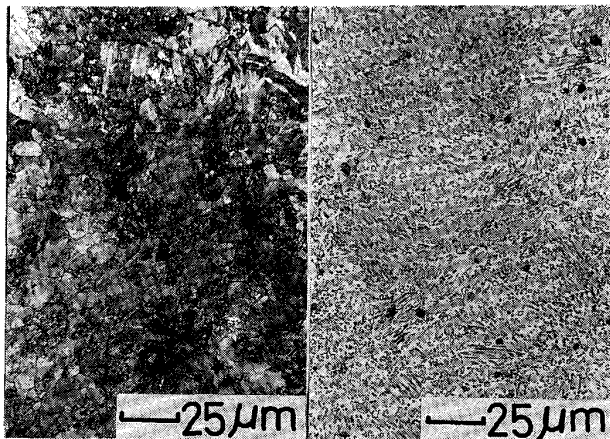
3・1・3 熱間圧延

Photo. 6 は、40 mm 鑄片の熱間圧延の結果である。1150°C で 2 h 保持後熱間圧延し、圧下比が 4 と 6 の時



Transverse section

Photo. 7. Macro structure of carbon tool steel plate.



Before annealing

Annealing at 690°C for 20 h

Photo. 8. Change of micro structure by annealing.

の圧延材中心部の炭化物の形状である。圧下比は圧延前と圧延後の厚みの比率で示した。圧下比4では炭化物の密集部分は残留しているが、圧下比6になると分断しているように見え、炭化物の大きさも2 μm 以下になっている。40 mm 鋼片においては炭化物を分散させるには、圧下比で6程度が必要である。

圧延材の材質調査として抗折試験を行った。Fig. 6は圧下比と抗折力の関係である。圧下比4では250~350 kgf/mm²であったが、圧下比6以上では400 kgf/mm²となった。圧延方向とその直角方向での差異は小さい。材質的にも圧下比6程度で均質な材料が得られると思われる。圧延材は、熱間圧延後空冷し、硬度はHRCで51~55であった。

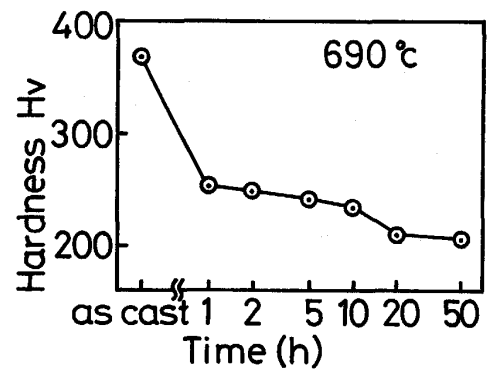


Fig. 7. Change of hardness with holding time.

3.2 双ロール法による実験

3.2.1 炭素工具鋼

双ロールで製造された鋼片は、幅が260 mmで厚さが2.2 mmである。マクロ組織をPhoto. 7に示す。鋼片の表面から中心部に向かって柱状晶がのび、中心部でわずかに等軸晶が観察された。表面部の2次アーム間隔は、6~8 μm で、中心部は10~12 μm であった。次式の鈴木ら⁷⁾の2次アーム間隔と冷却速度の関係を急冷域まで拡大して用いると、表面部が10³C/sで中心部が10²C/sに相当する。

$$S = 710 \cdot R^{-0.39}$$

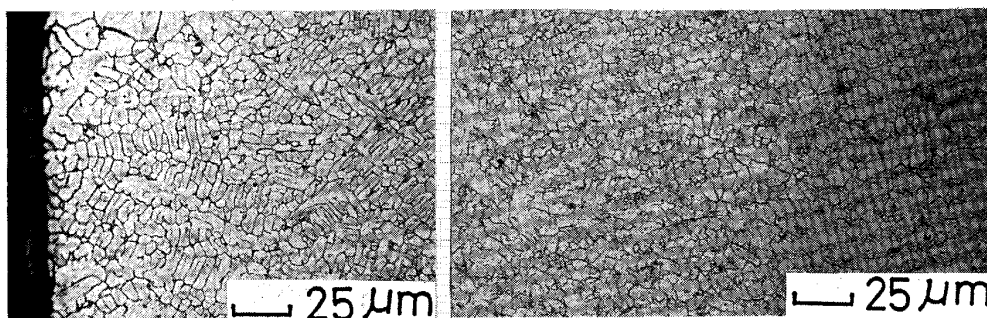
S: 2次アーム間隔 (μm)

R: 冷却速度 ($^{\circ}\text{C}/\text{min}$)

前報¹⁾²⁾でも示したように炭素工具鋼は冷間圧延の前に熱延材のセメントイト球状化処理を必要とする。双ロール法による鋼片を690 $^{\circ}\text{C}$ で熱処理すると、Photo. 8に示すように微細パーライトから球状パーライトに変化し、均質な組織が得られた。硬度はFig. 7に示すように時間と共に低下し、1 hでHVが250に、20 hで約200になった。本実験結果から、双ロール法で数 mm厚の鋼片を作製し熱処理でセメントイトを球状化させることにより球状セメントイト鋼板を連続的に作製することが可能であろう。

3.2.2 高速度鋼

Photo. 9は、双ロール法で製造した1.5 mm厚の高速度鋼のミクロ組織である。表面部の2次アーム間隔は4 μm で、中心部は7 μm で、冷却速度は郡司らの式を用いると表面部で10³C/s、中心部で10²C/sであった。この数値は前述のチルブロック実験の5 mm厚の鋼片とほぼ同様の値であった。その理由は、双ロールのロール材質が鋼製であったのに対し、チルブロック実験では銅製のプレートであり、抜熱の相違が関係したものである。



Surface

Center

Photo. 9. Micro structure of high speed steel plate.

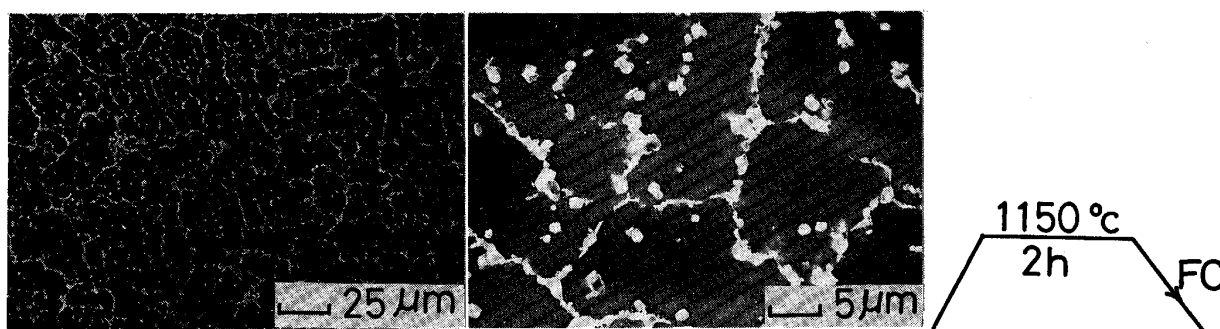


Photo. 10. Eutectic carbide of heat treated high speed steel plate.

Photo. 10 は、双ロールで鑄造した高速度鋼板を熱処理した組織である。球状炭化物に近い形状になっているが、ネットワーク状になっている。炭化物は微細均質に存在することが望ましいので、ネットワーク破壊のために熱間圧延を加える必要がある。

高速度鋼板は通常次のようなプロセスで行われている。

溶解→造塊→鍛造→熱間圧延→焼鈍→冷間圧延

炭化物を微細均質に分布させることが熱処理後の工具の寿命を向上させるため、現在は造塊時のインゴットを小さくして冷却速度を増加させており、さらに鍛圧ミルで鍛造を十分に行つて炭化物を破壊することで対処している。しかしインゴットを小さくせざるを得ないため鑄造歩留りが低下し、さらには W, Mo, Cr, V 等の合金元素の偏析によつてインゴット中心部での炭化物が大きくなりやすくなり不均一組織となる欠点がある。

本実験結果によると、双ロールで鑄造後炭化物の球状化熱処理を行つても炭化物がネットワーク状に存在するため、熱間圧延を必要とする。最終製品の板厚によつても異なるが、1~3 mm のプレート材を作製する場合には、20 mm 厚以上の鑄片を鑄造して熱間圧延するのが適当であろう。その場合には、ベルト式やブロック式の

薄スラブ連铸となろう。プレート材よりも薄いシート材を作製する場合には、双ロール連铸機で鑄造後熱延してさらに炭化物の球状化を行つた後に冷間圧延するのが適当であろう。プロセスは下記のようになる。

溶解 ← 薄スラブ連铸 / ストリップ / キャスティング → 熱間圧延 → 焼鈍 → 冷間圧延

4. 結 言

ブロックキャスター等の薄スラブ連铸機や、双ロールでのストリップキャストを想定して、2枚の水冷却銅チルブロックの間に 40 mm, 25 mm, 5 mm の高速度鋼を鑄込み急凝固させた。冷却速度、共晶炭化物、熱処理と熱間圧延の効果について調査した。得られた結果は次のようにまとめられる。

(1) 高速度鋼の2次アーム間隔は、表面部で 4 μm で、鑄片の厚みの変化によりほとんど変化しない。中心部の2次アーム間隔は、40 mm 厚鑄片で 22 μm, 25 mm 厚で 15 μm, 5 mm 厚で 6 μm であつた。

(2) 40 mm 鑄片での測温実験から得られた冷却速度は、郡司らの2次アーム間隔と冷却速度の関係式を用いての冷却速度の推定値とかなり一致した。

(3) 上式を用いると表面部の冷却速度は 10³°C/s で、

厚みにより変化せず，中心部は40 mm厚鑄片で4°C/s，25 mm厚鑄片で14°C/s，5 mm厚鑄片で 3.8×10^2 °C/sと推定される。

(4)高速度鋼の共晶炭化物のタイプは40 mmと5 mm厚鑄片では差がなく，その大きさは造塊法に比較して極端に小さく5 mm厚鑄片では粉末法のそれに近い。

(5)鑄片を熱処理すると球状炭化物となるが，40 mm厚鑄片の場合は炭化物がネットワーク状でかつ密集して存在する領域があり，5 mm厚鑄片の場合は炭化物の密集領域はないが，ネットワーク状に存在する部分がありこれを破壊するため熱間圧延を加える必要がある。

次に，実験室規模の双ロール法で1~2.5 mm厚の炭素工具鋼と高速度鋼を作製し，ミクロ組織と熱処理の効果を調査した。得られた結果は次のようにまとめられる。

(6)炭素工具鋼では，表面部の2次アーム間隔は6~8 μmで中心部は10~12 μmであった。鈴木らの2次アーム間隔と冷却速度の関係式に適用すると，表面部は10³°C/sで中心部は10²°C/sに相当する。690°Cで熱処理すると微細パーライトが球状パーライトに変化して組

織も均一となり，硬度も1hでHV 250に20hでHV 200程度に低下する。熱延工程の省略の可能性がある。

(7)高速度工具鋼では，表面部の2次アーム間隔は4 μmで中心部は7 μmであった。郡司らの関係式に適用すると，表面部は10³°C/sで中心部は10²°C/sに相当する。熱処理により球状炭化物が生成したがネットワーク状に存在した。ネットワーク破壊のために熱延工程を加える必要がある。

文 献

- 1) 吉田千里，谷口一幸，須藤正俊，野崎輝彦：鉄と鋼，71 (1985)，A237
- 2) 吉田千里，谷口一幸，中川知和，須藤正俊，野崎輝彦：鉄と鋼，72 (1986)，p. 2240
- 3) 稲垣淳一，高田芳一，中岡一秀，山本圭太郎：鉄と鋼，71 (1985)，A233
- 4) E. A. LORIA : J. Met. (1984) 9, p. 65
- 5) 郡司好喜，日下邦男，石川英次郎，須藤興一：鉄と鋼，59 (1973)，p. 1089
- 6) H. FREDRIKSSON and M. NICA : Scand. J. Metall. (1979) 6, p. 243
- 7) 鈴木 章，鈴木 武，長岡 豊，岩田至弘：日本金属学会誌，32 (1968)，p. 1301