

論 文

UDC 669.14.018.252.3 : 669.15'26'27'28'292-194 : 669.782 : 621.91.01

Mo 系高速度工具鋼におよぼす Si 添加の影響*

石 川 英次郎**・須 藤 興 一***

The Effect of Si on the Mo-Type High Speed Tool Steel

Fujirō ISHIKAWA and Kōichi SUDŌ

Synopsis:

Rod-shaped primary carbides, M_2C , which were aligned with rolling direction are frequently observed in high-carbon, high-molybdenum high-speed tool steel. It was known that the phase disappeared by silicon addition to the steel. Therefore, the effect of silicon on the carbide transformation and the heat treatment characteristics in AISI M7 was studied under various nitrogen content.

The results obtained are as follows:

- (1) The carbide precipitated at the eutectic reaction was M_2C and not M_6C , and had a plate-like morphology.
- (2) Silicon in the matrix accelerated the transformation of M_2C to M_6C by entering into M_2C during heating the ingot above 640~700°C. Considerable primary carbides were retained as M_2C even after hot working, when the silicon content in the steel was little.
- (3) It was considered that the retained M_2C , having the plate-like morphology, became reorientated parallel to the hot working direction, without spheroidization, and therefore was microscopically observed as rod-shaped carbide.

1. 緒 言

焼鈍状態における高速度工具鋼は、通常 M_6C , MC , $M_{23}C_6$ の 3 種の炭化物を含有している。しかし AISI M7 や M46 などの高 C 高 Mo 系高速度工具鋼では、焼鈍状態で鍛圧方向に並んだ長大な棒状に見える 1 次炭化物がしばしば観察される¹⁾。この種の炭化物は、前述の 3 つの炭化物とは明らかに別種のものである。比較的高硬度で棒状に観察されるこの炭化物の存在は、鋼の靱性を低下させるため、工具の性能を少なからず劣下させると考えられる。これは M_2C 型の炭化物であり、その量は鋼に含有される Si 量と密接な関連のあることが判明した。

本報告は、高 C 高 Mo 系高速度工具鋼 AISI M7 相当材の炭化物におよぼす Si の効果について検討したもので、 M_2C を M_6C に変態させることにより工具性能の向上が期待される。

2. 実 験 方 法

Table 1 に見られるように AISI M7 基本成分の Si 量を変化してその影響を見たが、棒状の炭化物に対して窒素 (以下 N と表示) も関与していることが判つたので、

それぞれ N 含有量の異なる No. 17~23 (0.01% N オーダー)、No. 11~14 (0.04% N オーダー)、No. 61~66 (0.07% N オーダー) の 2~7 kg の小鋼塊を高周波溶解により溶製した。鋼塊は 1100°C において 2 kg 鋼塊は角 13 mm に、7 kg 鋼塊は丸 12 mm に鍛伸し、820°C 3 時間の焼鈍を施して供試材とし、X線回折、EPMA、炭化物腐食法などにより炭化物の同定を行なった。

3. 実 験 結 果

3.1 炭化物組織におよぼす Si の影響

Photo. 1 は、AISI M7 の実用材料 (0.17% Si) に見られた炭化物組織で、前述した棒状の炭化物が圧延方向に並んでいるのがわかる。腐食は COHEN ら²⁾ の提唱した MC 型炭化物出現法である 1% クロム酸電解腐食 (M_6C , $M_{23}C_6$ は現出せず) によつては、この組織からすべて MC であるとは量的に考えられない。すなわちクロム酸電解によつても腐食される異種の炭化物が混在していることがわかる。(後述するようにこの炭化物量は含有する Si 量によつて変化することが明らかとなつた。)そこで Table 1 の各シリーズにつき MC 型炭化物現出法の 1% クロム酸水溶液による電解腐食 (面間 3 cm, 3 V, 3 s) 組織を Photo. 2 に示した。すなわち、

* 昭和 49 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 51 年 5 月 12 日受付 (Received May 12, 1976)

** 特殊製鋼(株) (現 大同特殊鋼(株)) (Daido Steel Co., Ltd.)

*** 特殊製鋼(株) (現 大同特殊鋼(株) 渋川工場) (Shibukawa Works, Daido Steel Co., Ltd., 500 Ishihara Shibukawa 377)

Table 1. Chemical composition of the steel tested (wt%).

Steel		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	W	V	N	Ingot
Type	Mark											
0.01%N series	17	1.07	0.06	0.29	0.005	0.002	4.26	9.04	1.78	1.89	0.016	7 kg
	18	1.04	0.21	0.31	0.005	0.002	4.32	9.19	1.81	1.89	0.011	
	19	1.05	0.33	0.31	0.005	0.002	4.34	9.19	1.79	1.93	0.014	
	20	1.09	0.48	0.32	0.006	0.002	4.36	9.19	1.77	1.95	0.013	
	21	1.09	0.72	0.32	0.006	0.002	4.32	9.25	1.81	1.88	0.014	
	22	1.04	0.92	0.43	0.006	0.002	4.30	9.24	1.81	1.92	0.012	
	23	1.09	1.48	0.33	0.006	0.002	4.32	9.01	1.84	1.89	0.016	
0.04%N series	11	1.14	0.10	0.28	0.007	0.007	4.27	9.04	1.83	1.97	0.036	2 kg
	12	1.14	0.32	0.30	0.019	0.006	4.25	9.09	1.82	1.97	0.042	
	13	1.14	0.66	0.30	0.013	0.005	4.28	9.09	1.83	1.95	0.042	
	14	1.13	0.92	0.32	0.009	0.005	4.25	9.09	1.84	1.95	0.041	
0.07%N series	61	1.09	0.05	0.31	0.005	0.003	4.31	9.13	1.77	1.91	0.065	2 kg
	62	1.02	0.25	0.29	0.004	0.007	4.33	9.21	1.77	1.94	0.074	
	63	1.03	0.44	0.31	0.003	0.009	4.31	9.18	1.76	1.91	0.070	
	64	1.03	0.71	0.32	0.003	0.006	4.33	9.20	1.76	1.98	0.067	
	65	1.04	1.02	0.32	0.003	0.009	4.31	9.27	1.83	1.96	0.065	
	66	1.04	1.60	0.32	0.003	0.006	4.35	9.28	1.83	1.96	0.068	
Com-mercial	55	0.97	0.17	0.27	0.019	0.010	4.20	8.84	1.78	1.84	0.029	200 kg
	56	0.97	0.37	0.27	0.017	0.006	4.20	8.79	1.81	1.82	0.033	

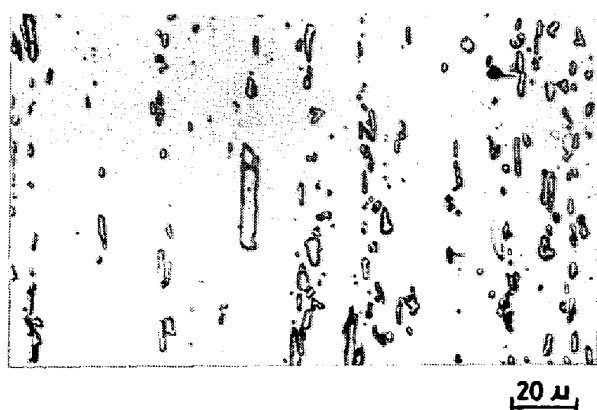


Photo. 1. Typical microstructure of rod-shaped carbide in No. 55. Etched electrolytically in 1% chromic acid.

焼鈍状態における低 Si 鋼は高 Si 鋼に比べ明らかに棒状の炭化物が多く、腐食炭化物量も多い。Si が増加するに従い棒状の炭化物は減少し、腐食炭化物量も少なくなる。高 Si 鋼、たとえば No. 22 (Photo. 2, 0.92%Si) では現出炭化物はほとんど MC 型のみになると推定される。

Si が増加して棒状あるいは針状炭化物が組織的に認められなくなる点は、鋼中の N 量によつて異なる。すなわち 0.01%N シリーズで 0.72%Si, 0.04%N シリーズで 0.66%Si, 0.07%N シリーズでは 0.25~0.44% であつた。したがつて N も Si と同様の働きがあり、高 N 鋼ほど低 Si 側に棒状炭化物消失点を移行することが判明した⁹⁷⁾。

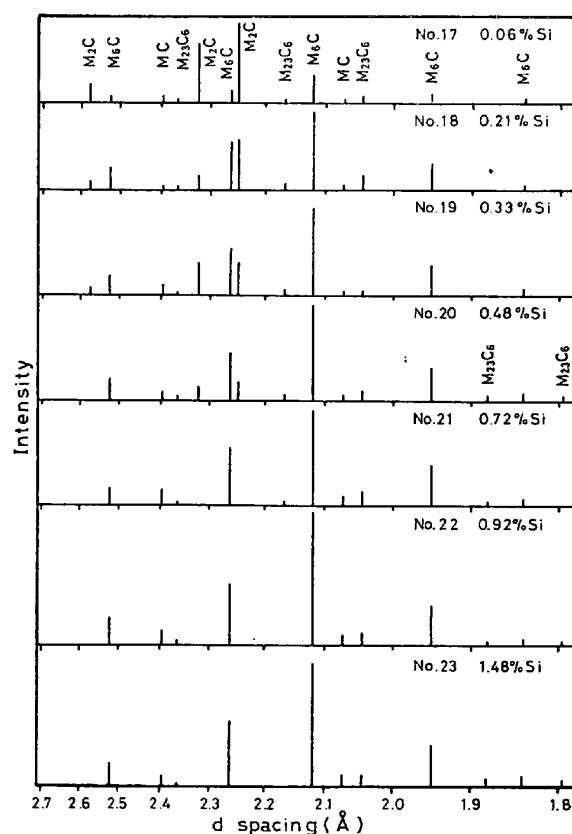


Fig. 1. X-ray diffraction patterns of residues electrolytically extracted from annealed steels. (0.01% N series)

3.2 抽出炭化物の X 線回折ならびに EPMA

低 Si 鋼に見られるこの異種の炭化物を検べるため、

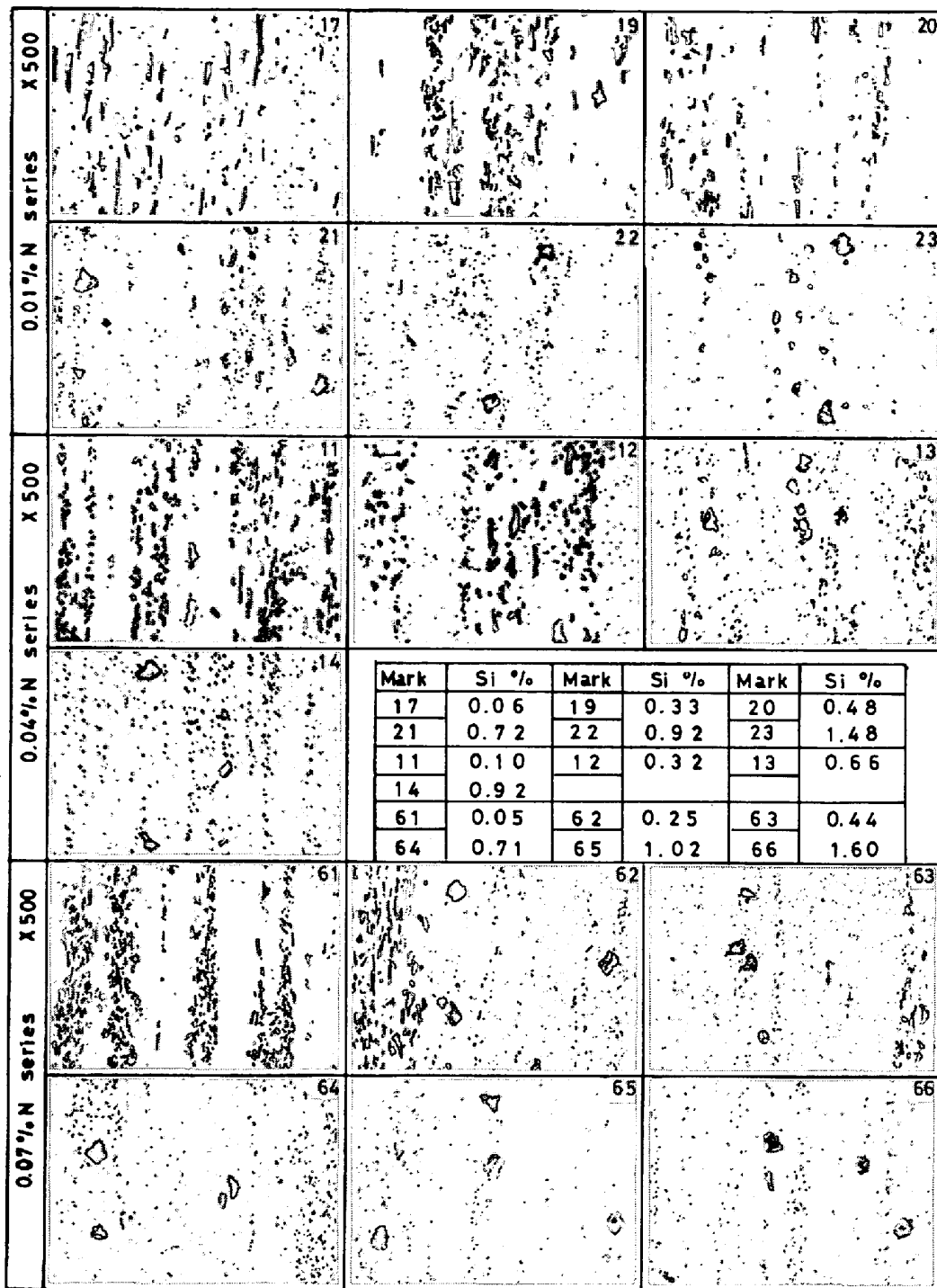
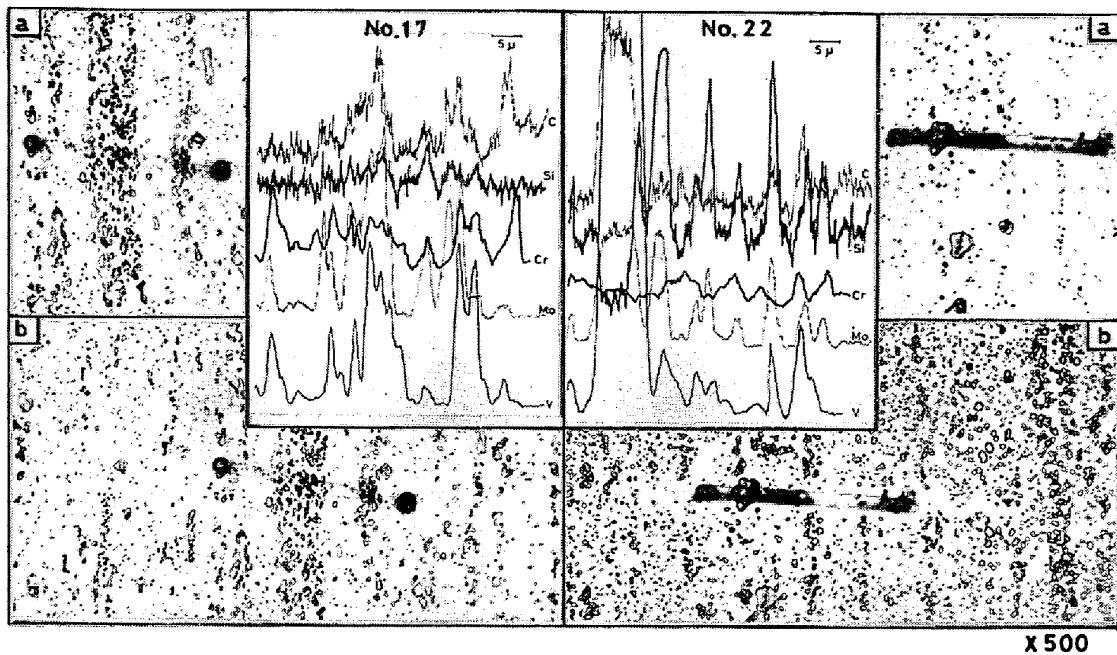


Photo. 2. Microstructures of the annealed steels etched electrolytically in 1% chromic acid.

焼鈍材の電解抽出残渣 (0.5 規定塩酸, 10mA/cm² 定電流) の X 線分析を行なった. Fig. 1 に代表として 0.01% N シリーズの結果を示す. たとえば, No. 17 の 0.06% Si 鋼の最も高強度の回折パターンは M₂C 型炭化物のものであり, Photo. 1 に見られた炭化物中には M₂C 型が相当量含まれていることが判明した^{3)~6)}. Si 量とともに M₂C は減少し, 逆に M₆C が増加して 0.72% Si ではほとんど M₂C が認められなくなる. これは前項の組織変

化の Si 量と一致している. この一致は他のシリーズでも同じである. また MC の回折強度は Si が増加し, M₂C が減少するとともに大きくなる特徴がある.

炭化物をさらに詳細に検べるため EPMA による炭化物の線分析を行なった. Fig. 2 中, 0.01% N シリーズの 0.06% Si 鋼は, 本供試材中最も M₂C 量の多い材料である. 図中写真 a は, 1% クロム酸電解腐食組織で M₂C, MC 混合組織と思われる. b はさらに KMnO₄ のアルカ



a) Etched electrolytically in 1% chromic acid
 b) As (a) and etched in 4% NaOH saturated with KMnO_4

Fig. 2. Charts of line analysis obtained from No. 17 (0.06% Si) and No. 22 (0.92% Si) forged and annealed bars. (0.01% N series)

リ溶液による腐食を追加して M_6C を現出せしめようとしたものであるが²⁾, 腐食量にほとんど変化なく, 圧倒的に M_2C の多いことが判る. 写真中の線分は電子線の走査位置を示す. 0.92%Si 鋼の No. 22 では, 写真 a のクロム酸電解腐食ではほとんど MC 炭化物のみと思われるものである. KMnO_4 アルカリ溶液による追加腐食を行った写真 b では腐食炭化物量が増え, M_6C が現出する. 両者を比較して最も顕著な差は Si の挙動にある. すなわち高 Si 含有の No. 22 では M_6C と思われる炭化物中には著しい Si の富化が生じており, X 線分析結果と考え併せて Si が M_2C から M_6C への変化に大きな役割りを果たしていることがうかがえる⁷⁾¹⁰⁾. ただし No. 17 の低 Si でもマトリックスに比べ M_2C 中への Si の富化はわずかに認められる. また, 低 Si 鋼中には Photo. 2 の高 Si 鋼に認められた巨大な MC 型炭化物の量が相当減少していることが EPMA, 光学顕微鏡で確かめられた. これは, Fig. 2 の巨大 MC 中の Si がマトリックスに比べ相当低く, 固溶は起り難いことから, Si の直接的な影響ではないと考えられる.

3.3 铸造状態における炭化物

铸造ままの状態では鋼中に M_2C が存在するか否かを検べるため, 0.01%N シリーズの No. 17 および 22 の鋼塊のほぼ中心部より採取した電解残渣の X 線分析を行ない結果を Fig. 3 に示した. すなわち铸造組織を構成する炭化物は両者とも M_2C と MC のみであった. 一般

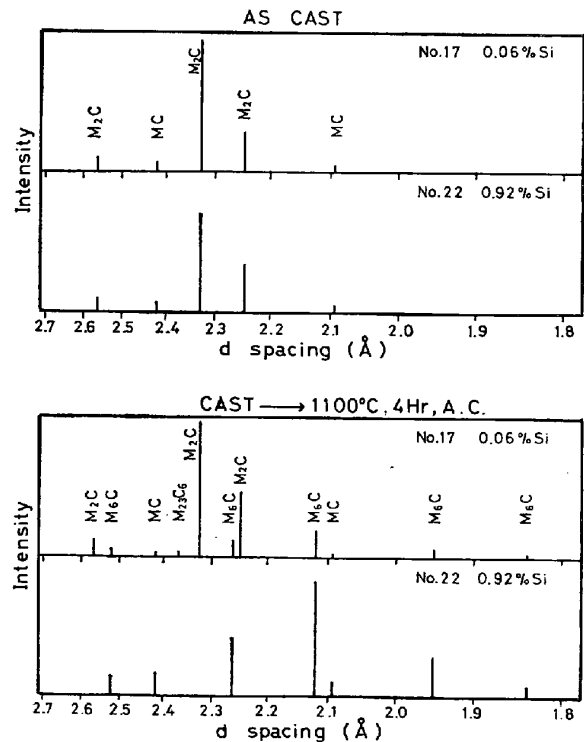


Fig. 3. X-ray diffraction patterns of residues electrolytically extracted from No. 17 and No. 22 cast ingots.

に Mo 系高速度工具鋼は実用規模の鑄型中で凝固する場合, ① $\text{M} \rightarrow \delta$, ② $\text{M} \rightarrow \delta \rightarrow \gamma$ (包晶反応), ③ $\text{M} \rightarrow \text{MC}$, ④ $\text{M} \rightarrow \text{Carbide} + \gamma$ (共晶反応), (ただし M: 融液, δ : フェライト晶, γ : オーステナイト晶, MC: VC or

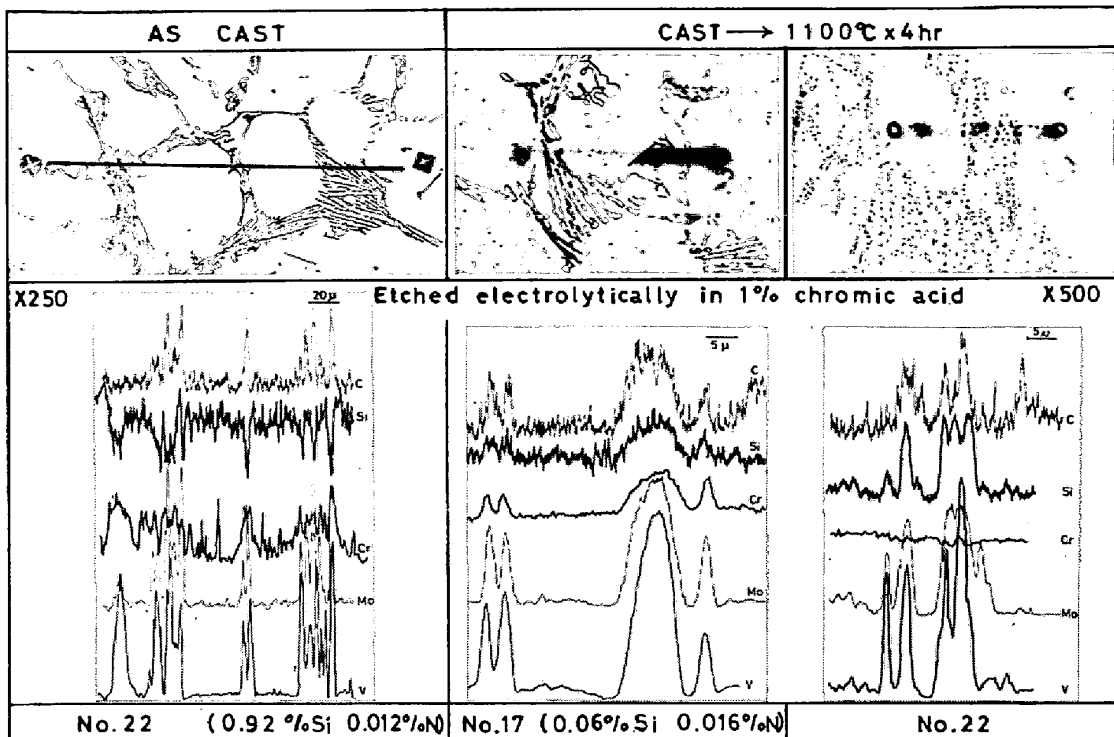


Fig. 4. Charts of line analysis obtained from No. 17 and 22 cast ingots.

V_4C_3), なる過程で凝固が完了するといわれており, ④の共晶炭化物は M_6C であると思われる^{8)~13)}. しかし少なくとも本鋼種系では, 7 kg の小鋼塊ではあるが共晶炭化物は M_2C 型であり, しかもそれは Si 含有量とは無関係であることがわかった. そこで Photo. 1 の結果から, 実用規模の鋼塊でも④の反応で晶出する炭化物は M_2C であると推定されるが⁴⁾, これについては, 考察の章でさらに言及する.

ところで, 鋼塊を $1100^\circ C \times 4 h$ の処理後空冷して同様の X線分析を行うと, 低 Si 鋼 (No. 17) は $M_2C + MC$ の他に M_6C が一部現出するだけであるのに対し, 高 Si 鋼 (No. 22) は M_2C がまったく認められなくなり, 共晶炭化物はすべて M_6C に変態したと考えられる. MC の回折強度も as cast の場合と比べ高くなつた⁵⁾. なお鍛造材と異り, M_2C の最も強い回折線は $d = 2.33 \text{ \AA}$ であつた. Mo_2C では $d = 2.28 \text{ \AA}$ を強度 100 とすれば $d = 2.37 \text{ \AA}$ は 30 である. これは粉末法による X線回折の場合, 電解残渣を圧縮成形した際炭化物が長大な形状のため方向性を有する形に並んだからと推定される.

つぎに EPMA による分析結果を Fig. 4 に示した. ここで特徴的なことは, 鍛造材の結果 (Fig. 2) と逆に as cast 状態の共晶炭化物中の Si がマトリックスに比べ非常に低いことである. すなわち凝固終了後の冷却過程では, Si は炭化物に固溶し難くまた鋼塊の炭化物形成には直接関与していなかつたことがわかる. これに対

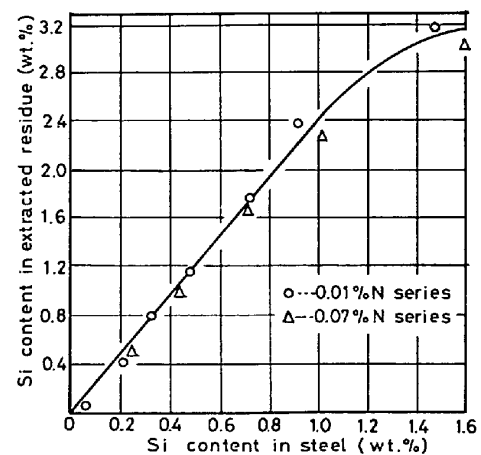


Fig. 5. Relationship between the silicon contents of the steels and the extracted residues.

し, $1100^\circ C, 4 h$ の加熱処理した鋼塊は, 低 Si, 高 Si 鋼いずれも共晶炭化物中に Si が富化され, Fig. 2 とおなじ結果となつた. したがつて Si は, 鋼塊を鍛造あるいは圧延する際の高温加熱によつてはじめて共晶炭化物 M_2C 中に浸入し, M_6C への変態を促進し安定化せしめる作用を持つことが明らかとなつた⁷⁾. 図中の線分は走査位置を示し, 腐食はクロム酸電解によつた. 高温加熱した No. 22 の組織は共晶炭化物がすでに安定な M_6C に変態しているため腐食されないが²⁾, かわりに $1100^\circ C$ における $M_2C \rightarrow M_6C$ 変態にともなつて析出したと思われる微細な MC が共晶炭化物群に溶つて認められる¹⁵⁾.

Table 2. Chemical composition of the steel tested (wt%).

Mark	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	W	V	N
71	1.02	0.03	0.32	0.009	0.006	4.23	8.99	1.97	2.04	0.036
72	1.07	0.24	0.31	0.009	0.005	4.27	9.02	1.98	2.05	0.025
73	1.01	0.49	0.32	0.008	0.005	4.23	9.06	1.98	2.01	0.022
74	1.03	0.78	0.32	0.008	0.005	4.21	9.07	2.00	2.04	0.036
75	1.02	1.03	0.31	0.008	0.005	4.21	9.07	1.99	2.02	0.035

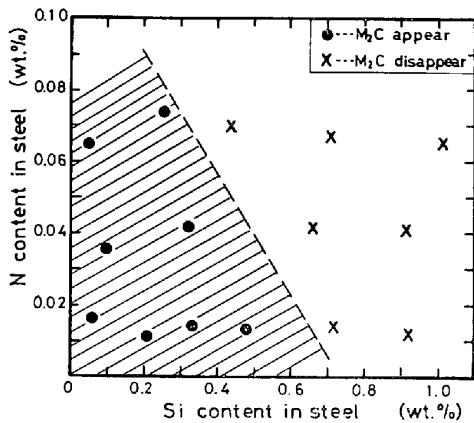


Fig. 6. The effect of silicon and nitrogen on the appearance range of the rod-shaped primary carbide of the M_2C type in the AISI M7 type steels.

ところでこの結果から加熱により M_2C 中へ Si が入るならなれ晶出時に入らないかという疑問が残る。しかし as cast における共晶炭化物中の Si が非常にわずかであることは他のシリーズでも確認した。この問題については現在のところ不明であり、今後検討すべき課題である。

3.4 鍛造材の抽出残渣分析

鍛造、焼鈍材の電解抽出残渣を化学分析して Si の定量を行った。Fig. 5 に示したように鋼中 Si の平均組成に対し、炭化物中(MC, $M_{23}C_6$ も含む)の Si 量はほぼ 2.4 倍あり、その変化は平均組成 1%Si まで直線的に増加した。すなわち Si が炭化物中(M_2C , M_6C)に相当富化されていることがこの結果からも明らかである¹⁷⁾。

3.5 Si ならびに N 含有量による M_2C の現出範囲

組織中に見られた M_2C のほとんどは、前述したように共晶炭化物として晶出した M_2C が M_6C に変態し切れずに残留したものと見られる。これを仮に残留 M_2C と呼ぶと、その量は Si のみならず N 量によっても変化することを述べた。Fig. 6 にまとめとして AISI M7 基本成分における Si と N 含有量の変化にともなう鍛造材の残留 M_2C の現出範囲を示した。大気溶製材の N 量が通常 0.03% 程度とすると、0.4~0.5%Si で棒状炭化物が相当減少することがわかる。なお $M_2C \rightarrow M_6C$ の変態は、熱間加工中の温度、時間あるいは加工量などにより変化するので、現場材の現出範囲の限界は低 Si 低 N 側

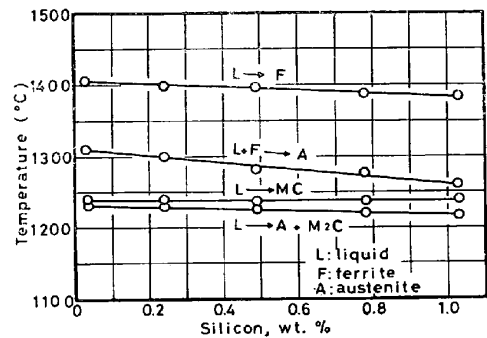


Fig. 7. Reaction temperatures in cooling curves vs silicon content for AISI M7.

に移行する傾向がある。

4. 考 察

本鋼種は凝固に際し、4段階の反応を経て終了する。Fig. 7 は AISI M7 の Si 含有量が各凝固反応温度に及ぼす影響を示したもので、Table 2 の成分の 2 kg 鋼塊より小試片を切り出し、タンマン管(内径 20 mm)中で再溶解して熱分析し、得たものである。最終の共晶反応で晶出する炭化物は 7 kg 鋼塊の場合と同じくすべて M_2C で、 M_6C ではなかつた。新井ら¹⁴⁾は、噴霧粉やスプラットのような急冷凝固した SKH9 の共晶炭化物は M_2C であることを認め、冷却速度の遅い場合、多少疑問だが M_6C の晶出があるかもしれないとした。すなわち、Photo. 1 の実用材料中に見られる M_2C の形成過程を小規模鋼塊による場合と同一に説明できるか問題となる。また、鍛圧方向に並んだ棒状の炭化物はいかなる過程で形成されるのか、あるいは M_2C を多く含むほど MC 炭化物の巨大なものが少なく、量的にも少量なのはなぜかなどの疑問点につき考察する。

4.1 凝固時の共晶炭化物と冷却速度

AISI M7 に比べ低 C 低 Mo であり、焼鈍状態で認められる炭化物は M_6C , MC, $M_{23}C_6$ のみで M_2C の存在しない SKH9 につき、as cast 状態での共晶炭化物の種類を一方向凝固鋼塊により検討した。すなわち、既報¹⁷⁾の筆者らの研究に使用した一方向凝固装置により、冷却端より頭部に至る冷却速度の変化した $\phi 50 \times 110$ mm の、SKH9, 1.8 kg 鋼塊を得た(注入温度 1550

Table 3. Chemical composition of the unidirectionally solidified steel.

Steel	C	Si	Mn	P.	S	Ni	Cr	Mo	W	V	Al	N
SKH9	0.89	0.32	0.30	0.006	0.005	Tr	4.18	4.91	6.25	1.85	0.016	0.032

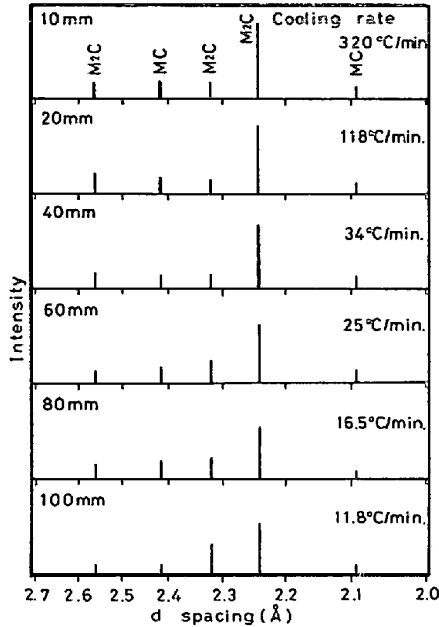


Fig. 8. X-ray diffraction patterns of residues electrolytically extracted from the unidirectionally solidified SKH9 ingot. (as-cast)

°C, 鑄型温度 1150°C). Table 3 にその成分を示す. 凝固温度範囲における冷却速度と, 電解残渣のX線分析の関係を Fig. 8 に示した. 冷却速度に関係なく炭化物はすべて M₂C と MC のみであった. 図中の冷却端より 100 mm の位置における冷却速度は, 500 kg 鋼塊中心部のそれとほぼ等しい. したがって実用規模の鋼塊では SKH9 の共晶炭化物は M₂C で, M₆C は晶出しないと考えられる. (ただしマクロ, ミクロ偏析が強度の場合はこの限りでない.) AISI M7 でも同じ結果を得ているが, SKH9 に比べ比較的 M₂C が安定であることから当然の結果といえる.

以上の確認実験により, AISI M7 系では小規模鋼塊に限らず実用鋼塊においても共晶炭化物は M₂C であり, Si は直接影響しないと思われる. 鋼塊を熱間加工のため加熱すると M₂C は M₆C に変態するが, Si や N が少ないと未変態のまま鋼中に残留する. SKH9 などの共晶 M₂C は組成が異なるため, この変態は比較的容易に進行するであろう¹⁴⁾. Fig. 9 は Table 2 の 2 kg 鋼塊を 400~1200°C の各温度に 1h 保持した結果, 共晶 M₂C が M₆C に変態する難易を含有量によって示したもので, X線分析によつた. 変態は 640~700°C で開始

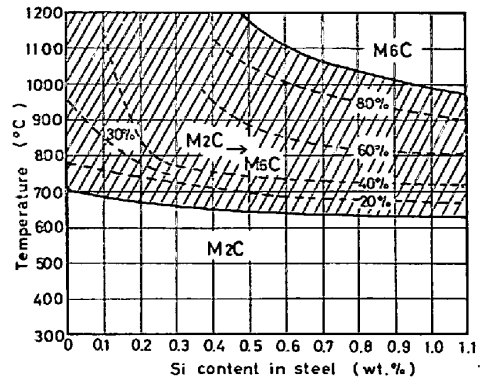
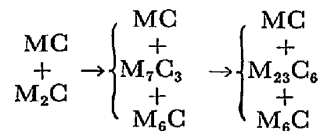


Fig. 9. Effect of silicon and temperature on the transformation of the eutectic carbide M₂C to M₆C.

するが¹⁴⁾, 低 Si 鋼は 1200°C の高温に加熱しても反応が完了しないことがわかる. なお図中の反応終了線および点線の位置は, 加熱時間によって変化すると考えられる.

4.2 M₂C→M₆C 変態

共晶炭化物 M₂C は, Si や N を加えると不安定になり変態するが, 高速度工具鋼の焼戻過程で見られる M₂C の分解過程¹⁵⁾¹⁶⁾ とほぼ同じであることを新井ら¹⁴⁾ は SKH9 で次のように報告している. この反応は 700°C で開始するとし, 900°C まで確認している. 1000°C を



越える場合, 筆者らの研究によると空冷材中には固溶したため M₂₃C₆ は認められなくなり, そのかわり, Fig. 4 中の No. 22 の組織に示したように共晶炭化物群中に微細な MC と思われる析出炭化物 (VC) が認められるようになる. またX線回折による MC の回折線強度も明らかに as cast 材に比べ強くなった. G. STEVEN ら³⁾ は, AISI M7 の低 N 鋼に存在する 1 次 M₂C 中には, V が 15% ほど含まれるとした. ちなみに G. STEVEN らの測定した M₆C 中の V 量は 3% 程度であった. すなわち鑄造後の共晶 M₂C 中の V 量は高温で安定化した M₆C に比べ相当多いことが推察される. したがって共晶 M₂C が加熱によつて M₆C に変態する場合, 前記の反応過程をたどるが, 最終的にはたとえば 1000°C をこえる高温加熱で M₂C は M₆C と MC(VC) に分解する

Table 4. Chemical composition of the steel tested (wt%).

Mark	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	W	V	N
81	1.03	0.06	0.26	0.006	0.005	4.40	9.00	1.90	1.90	0.005
82	1.06	1.00	0.33	0.007	0.005	4.39	9.02	1.92	1.93	0.005

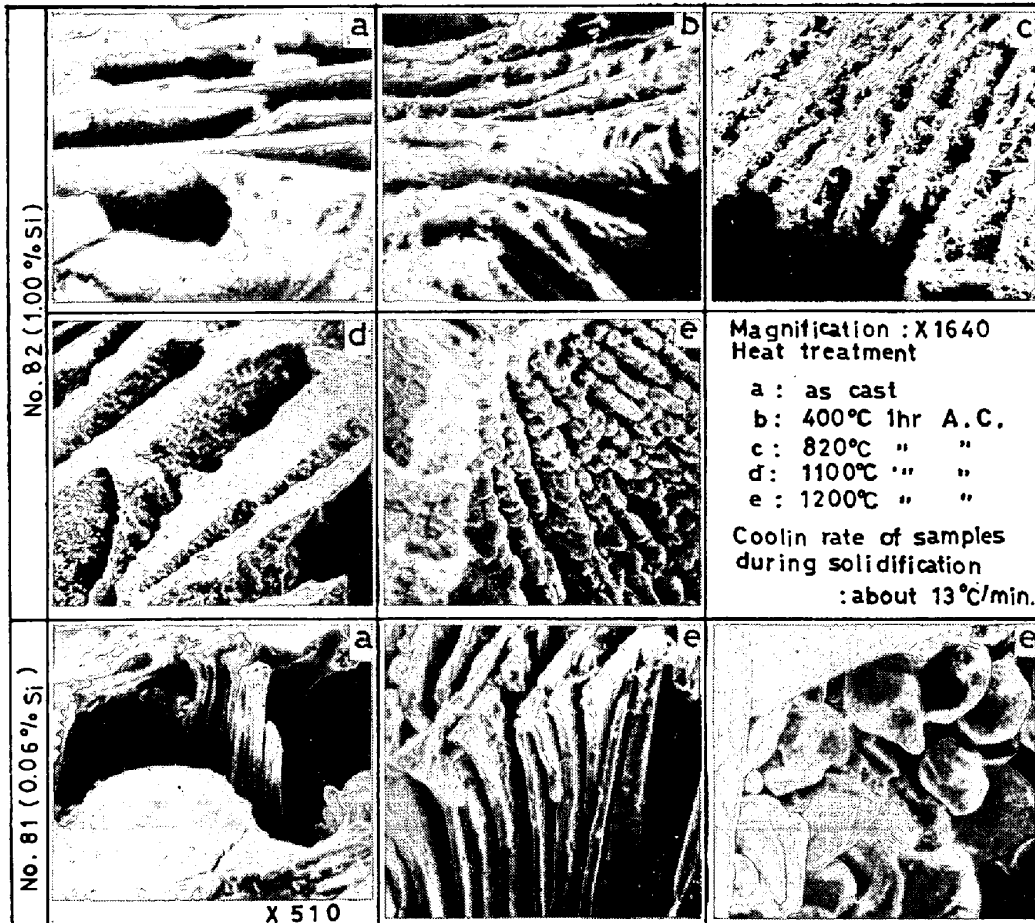


Photo. 3. Morphology of eutectic carbide in unidirectionally solidified No. 81 and 82 steel ingots heat treated at each temperature.

と考えられる。それゆえ、Fig. 1の結果で M_2C が減少するほど、あるいは Fig. 3 の as cast 材に比べ高温加熱した鋼塊の残渣において MC の X 線回折強度が大きいことが理解される。なお上記反応の中間過程の M_6C は V を過飽和に固溶しているとも考えられる。

4.3 棒状炭化物の形成機構

共晶炭化物 M_2C は立体的にはいかなる形態をしているのかを知るため、低 Si および高 Si の AISI M7 (Table 4) の一方向凝固鋼塊から切り出した試片(冷却速度約 $13^\circ\text{C}/\text{min}$)を鏡面研磨し、0.5 規定塩酸溶液中で電解腐食を行った表面を走査型電子顕微鏡により観察すると Photo. 3 の a のようであった。すなわち Si 含有量にかかわらず比較的徐冷された鋼塊においても共晶炭化物 M_2C は大部分が板状に晶出していることが知られ

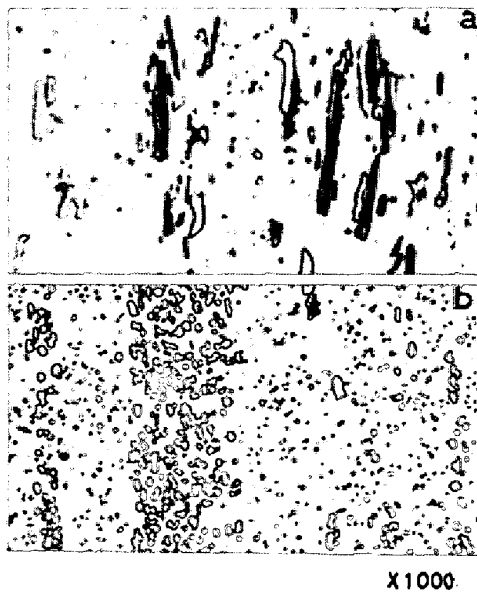
た。低 Si 鋼においては、Fig. 4, No. 17 の組織で高温に加熱しても共晶炭化物は相当量が M_2C のまま形態的にも変化せず安定に残留している。そこで鋼塊を熱間加工すると、板状の共晶炭化物が M_2C のままであれば熱的にも機械的にも比較的の影響されず加工方向に平行に再配列する。試片の縦断面でこれを観察すれば長大な棒状の炭化物として平行に並んで認められるであろう。そこでさらに試片を種々の温度に 1 h 加熱後空冷した後、共晶炭化物の立体的形態を走査電顕により観察した結果を Photo. 3, b~e に示す。

高 Si 鋼 (No. 82) の場合 1100°C に加熱すると M_6C に変態した共晶炭化物の板面がかなり凹凸の激しい状態となっており炭化物構成元素の拡散が活発に行われたと思われる。 1200°C になると板面はさらに変化し、板状



a) 1100°C×1h A.C. b) 1200°C×1h A.C.

Photo. 4. Microstructure of unidirectionally frozen No. 82 steel ingot (1.0% Si 0.005% N) etched in 4% NaOH saturated with $KMnO_4$.



a) No. 81 (0.06% Si, 0.005% N)
7 kg ingot → $\phi 37$ (14S) → A. C.
b) No. 82 (1.0% Si, 0.005% N)
7 kg ingot → $\phi 37$ (14S) → A. C.

Photo. 5. Microstructure of No. 81 and 82 forged bars at 1100°C.

炭化物は比較的規則正しく微細な粒状 M_6C に分断されている。それらに対応した過マガン酸アルカリ溶液による光学顕微鏡組織を Photo. 4 に示した。1100°C 加熱の場合、X線分析によれば M_6C と MC のみしか確認されないが、写真のように内外の相異なる炭化物が認められる。これはおそらく内外とも M_6C であり、加熱

によりマトリックスと反応して本来の安定な炭化物組成に外周部より中心に向つて変化してゆく過程を示すものと考えられる。その際別種の炭化物たとえば VC などが形成されるかどうかは確認していない。一方、低 Si 鋼 (No. 81) は 1200°C の加熱でも板状の形態はほとんど変化せず板面は as cast と同様に平滑である。また部分的にわずかではあるが凝集し粒状化した炭化物も認められるが、高 Si 鋼と比べ極端に大きい。なお No. 81 は低 N のため 1200°C 加熱でも X線分析結果は M_2C とわずかな MC のみであった。Photo. 5 は No. 81 と 82 の 7 kg 鋼塊を 1100°C にて鍛錬比 14S をかけた鍛造組織である。No. 82 は Photo. 4 と比べ共晶炭化物の粒状化が鍛錬により相当に進行しており、長大な棒状の M_6C はほとんど見られない。しかし No. 81 は明らかに板状の M_2C がそのまま残留している。

以上共晶 M_2C より変態した M_6C は残留 M_2C に比べ高温加熱、鍛造で容易に微細な粒状炭化物に分離しやすい。したがって少なくとも 1100°C 以上の高温で加工し製造された AISI M7 系の鋼材中に見られる棒状の炭化物はその大部分が板状の残留 M_2C であると考えられる。

4.4 晶出 MC 型炭化物

低 Si 鋼中には高 Si 鋼中の巨大な 1 次 MC が比較的少ないことを 3.2 で述べた。1 次 MC は Fig. 7 から共晶反応温度直上で融液より直接晶出する⁹⁾¹⁰⁾。その際、未凝固の残溶鋼が存在するため、その成長は比較的自由であり、その結果巨大な塊状の MC が残留することとなる。造塊条件が一定であれば、本来 1 次 MC の晶出量は少ないため MC 晶出後の冷却速度は変わらず、したがって MC 晶出開始温度と共晶温度の温度差 ΔT が小であるほど MC の成長がおさえられることとなる¹⁰⁾。Fig. 7 によれば Si が減少するにしたがい ΔT は小さくなり、0.3% Si ですでに 10°C 以下となり、低 Si 鋼の巨大 MC の少ない理由の 1 つと考えられる。SKH9 の大気溶製材は、 ΔT が 20~30°C であり、一般に AISI M7 が同一 V 量にかかわらず SKH9 に比べ巨大な炭化物の少ない理由が理解される。

5. 結 言

AISI M7 相当材の炭化物におよぼす Si の影響を N 含有量の異なる試料で検討した。また凝固反応、 $M_2C \rightarrow M_6C$ 変態などに関する確認実験を若干追加して M_2C に関する考察を行つた結果つぎの結論を得た。

(1) AISI M7 に代表される高 C 高 Mo 系高速度工具鋼に見られる棒状の炭化物は特別な製造工程 (低温に

おける熱間加工) の場合を除き主に M_2C であり, 共晶炭化物 M_2C が未変態のまま残留したものである. その量は鋼中の Si 量の増加とともに減少する. また N も同じ働きをもつ.

(2) 本鋼種の凝固組織を構成する共晶炭化物は M_2C で M_6C ではない. それは Si 量や鋼塊の冷却速度とは関係がない.

(3) 熱間加工のための加熱により, はじめて Si は共晶炭化物 M_2C 中に浸入し, $640\sim 700^\circ C$ 以上で $M_2C \rightarrow M_6C$ 変態を促進した. しかし低 Si 鋼では変態が完了せず, 鋼中に 1 次 M_2C として一部あるいは大部分残留する. また Si は MC 中にほとんど固溶しない.

(4) 共晶 M_2C は板状に晶出しており, 低 Si 鋼では熱間加工により板状の M_2C が未変態のまま加工方向に平行に再配列するため, 棒状に観察される.

(5) 低 Si 鋼は高 Si 鋼に比べ MC 量が少なく, 巨大な MC も比較的少量である.

以上残留 M_2C が鋼中に存在すると, 材料の加工方向と平行に長大な板状の炭化物が存在することとなり, 工具の性能劣下に直接つながるものである.

文 献

- 1) T. MUKHERJEE and D. J. DYSON: JISI, 3 (1972), p. 203
- 2) D. J. BLIECKWEDE, M. COHEN, and G. A. ROBERTS: Trans. ASM, 42 (1950), p. 1161
- 3) G. STEVEN, J. J. HAUSER, T. A. NEUMEYER, and J. M. CAPENOS: Trans. ASM, 62 (1969), p. 180
- 4) D. B. CLAYTON: Metallurgia, 71 (1965), p. 247
- 5) K. KUO: JISI, 174 (1953), p. 223
- 6) K. W. ANDREWS and H. HUGHES: JISI, 193 (1959), p. 304
- 7) M. J. GODDEN and J. BEECH: JISI, 208 (1970), p. 168
- 8) G. HOYLE and E. INESON: JISI, 193 (1959), p. 254
- 9) R. H. BARKALOW, R. W. KRAFT, and J. I. GOLDSTEIN: Met. Trans., 3 (1972), p. 919
- 10) E. J. GALDA and R. W. KRAFT: Met. Trans., 5 (1974), p. 1727
- 11) K. KUO: JISI, 181 (1955), p. 128
- 12) K. KUO: JISI, 174 (1953), p. 223
- 13) T. K. JONES and T. MUKHERJEE: JISI, 208 (1970), p. 90
- 14) 新井 透, 小松 登: 鉄と鋼, 58 (1972) 7, p. 899
- 15) 佐藤知雄, 西沢泰二: 金属学会会報, 2 (1963), p. 564
- 16) B. J. PEARCEY and R. W. SMASHEY: Trans. AIME, 239 (1967), p. 451
- 17) 郡司好喜, 日下邦男, 石川英次郎, 須藤興一: 鉄と鋼, 59 (1973) 8, p. 23
- 18) 佐藤知雄, 西沢泰二, 村井弘佑: 鉄と鋼, 45 (1959), p. 409
- 19) 石川英次郎, 水野博司, 須藤興一, 柳沢民樹: 鉄と鋼, 62 (1976), S 316