

# マトリックス高速度工具鋼の硬さと 靱性に及ぼすSiの影響

辻井 信博\*・高杉 昌志\*・阿部 源隆\*

Effects of Si Content on Hardness and Toughness of Matrix High Speed Steel

Nobuhiro Tsujii, Masasi Takasugi, Genryu Abe

**Synopsis** : The matrix high speed steel is widely used for cold, warm and hot forging dies due to the excellent strength at high temperatures. However, there has been an increasing demand for the improvement of its toughness since it is inferior to that of SKD61 which is the most popular hot working tool steel.

In the present work, the effect of Si content on hardness and toughness of the matrix high speed steel was investigated to improve the toughness.

The hardness of the secondary hardening was decreased when Si content was reduced from 0.48 to 0.13%. This was due to the preferential precipitation of  $M_3C$  and  $M_7C_3$  and the suppression of formation of fine MC and  $M_2C$  which contributed to the hardening.

On the other hand, the toughness was remarkably increased with the lower Si content. This resulted from the attenuation of segregation of primary carbides and the improvement of toughness of the matrix. These effects by the Si addition mentioned above saturated even if it was reduced to less than 0.13%.

**Key words** : matrix high speed steel; toughness; secondary hardness; microsegregation; carbide.

## 1. 緒言

金型の使用環境は、益々過酷化してきており、さらに靱性に優れた高強度鋼の開発が望まれている。高温強度の優れた鋼種としてマトリックス高速度工具鋼がある。本鋼は、冷間から温間および熱間にいたる幅広い領域のプレス用工具鋼として使用されている高強度工具鋼である<sup>1)</sup>。しかし、汎用のSKD61に比べ高温強度は非常に優れているものの靱性は、低い水準にあり、さらに靱性の改善が望まれている。

工具鋼の靱性向上には、凝固時の成分偏析の軽減や巨大炭化物生成量の低減、非金属介在物やPに代表される不純物元素の低減、さらにNiおよびNbなどの添加が有効であることが知られている。マトリックス高速度工具鋼は、汎用高速度工具鋼SKH51のマトリックス組成を基本成分としており、そのために凝固時の巨大炭化物が低減されることにより靱性向上を達成した鋼種である。

最近、高速度工具鋼において、Siを減少させると高温強度を高いレベルに保持したまま靱性が向上することが報告<sup>2)</sup>されており、本鋼においても同様な効果が十分期待される。

そこで、本研究では、マトリックス高速度工具鋼の一層の靱性向上を目的として、硬さおよび靱性に与えるSi量の影響について検討した。

## 2. 実験方法

### 2・1 供試材および試験片の作製

SKH51の焼入れ状態でのマトリックス組成は、0.6% C-4.4% Cr-2.3% Mo-2.2% W-1.8% Vであり<sup>3)</sup>、供試鋼は、この組成を基準に改良したマトリックス高速度工具鋼<sup>4)</sup>である。本供試鋼のSi量を0.48%、0.13%および無添加の3水準に変化させた50kg鋼塊を真空誘導溶解炉にて溶製した。供試材の化学成分値をTable 1に示す。

本鋼塊を1333Kにて15mm角に鍛造した後、1143Kにて焼なまし処理を行い、さらに、流動層炉および電気炉を用いて焼入焼戻し処理を行った後、仕上げ加工を行った。

Table 1 Chemical compositions of material used in this experiment.

	(mass%)						
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb
Steel A	0.57	0.48	0.48	4.19	3.85	0.98	0.26
Steel B	0.54	0.13	0.50	4.37	3.91	0.94	0.26
Steel C	0.57	Tr	0.48	4.24	3.85	0.95	0.25

\* 研究開発本部技術研究所研究第三室

## 2.2 硬さおよび靱性評価

ロックウェル硬度計を用いて常温での硬さ測定を行い、常温におけるシャルピー衝撃試験により靱性を評価した。シャルピー衝撃試験片は、10mmR、深さ2mmのC形状ノッチを有するもので、その形状・寸法をFig.1に示す。衝撃試験後の破面を走査型電子顕微鏡を用いて観察した。

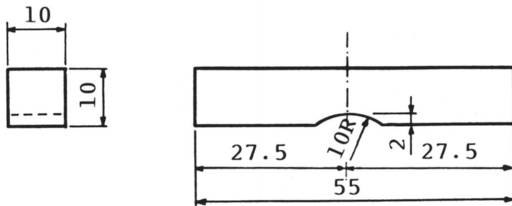


Fig.1 Shape and dimensions of Charpy impact test specimen.

## 2.3 組織観察および炭化物析出挙動の解析

ピクリン酸アルコールで腐食した組織を光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡にて観察するとともに、一部の炭化物をEDXにて分析した。

また、炭化物析出挙動を明らかにするために、炭化物を電解抽出し、その残渣をX線回折法により解析した。電解抽出は、0.2%塩酸溶液中で電流密度10mA/cm<sup>2</sup>の一定条件で行った。さらに、微細な二次析出炭化物の観察は、抽出レプリカ試料により200KV透過型電子顕微鏡を用いて行った。

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 焼入れおよび焼戻硬さ

焼入れおよび焼戻硬さにおよぼすSiの影響とそれともなう組織変化について検討した。

一般に、マトリックス高速度工具鋼の焼入れ温度は、1423K付近が適正とされていることから、本実験では、この温度を中心に1273Kから1473Kの温度範囲における焼入れ硬さを測定した。焼入れ硬さにおよぼす焼入れ温度およびSiの影響をFig.2に示す。焼入れ硬さは、焼入れ温度の上昇とともに上昇し、1373K以上で約64HRCとなり飽和する。焼入れ硬さへのSi添加の影響は、ほとんど認められない。

次に、焼入れ温度を1423K一定にして、焼戻温度を373Kから923Kの範囲に変化させ、焼戻硬さにおよぼすSiの影響について検討した。その結果をFig.3に示す。焼戻硬さは、焼戻温度の上昇にともない673Kまで緩やかに低下した後、二次硬化が始まり、そのピーク硬さは、798K付近で得られる。Si量が、0.13% (Steel B) に低下する場合には、573Kから873Kの焼戻温度領域での硬さが高Si鋼 (Steel A) に比べて低下し、さらに、Siを減少させても (Steel C) 硬さ低下は、0.13%Si鋼と同じ水準である。このような低Si化により焼戻二次硬化後の硬さが低下する現象は、SKH51<sup>2)</sup> やSKD61<sup>5)</sup> においても報告されているが、その原因については、不明な点が多い。

焼戻二次硬化挙動は、例えば残留オーステナイト量<sup>6)</sup>や二次炭化物の析出挙動によって影響される。本実験の場合、1423K焼入れ状態での残留オーステナイト量は、焼入れ硬さに差がないことから、Si量に関係なく同水準であることが推定される。その確認のため行った残留オーステナイト測定結果をTable 2に示す。焼入れ状態の残留オーステナイト量は、Si量を変化させても約10数%と同水準であり、残留オーステナイト生成量による焼戻二次硬化挙動への影響の度合いも同程度であるといえる。後者の炭化物析出挙動については、3.3項で詳しく述べる。

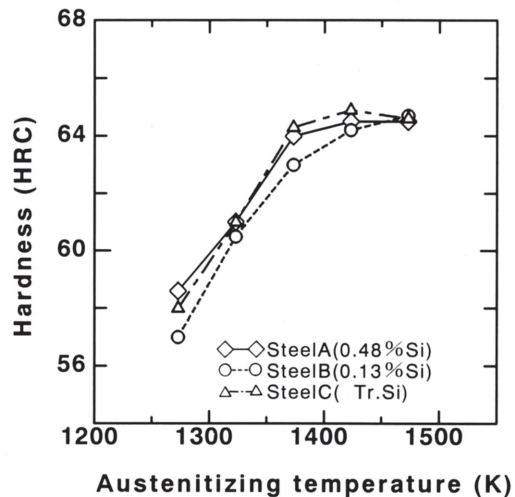


Fig.2 Effect of Si content on the quenched hardness.

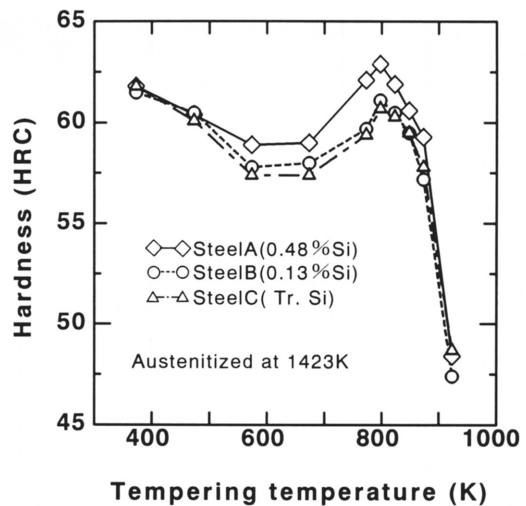


Fig.3 Effect of Si content on hardness after tempering.

Table 2. Volume fractions of retained austenite for materials in quenched condition.

	Si (%)	$\gamma_R$ (%)
Steel A	0.48	12.5
Steel B	0.13	10.0
Steel C	Tr	14.9

### 3・2 焼入れおよび焼戻組織

1423Kからの焼入れ状態および、二次硬化ピーク硬さを示す798Kの焼戻し状態での各供試材の光学顕微鏡組織をFig. 4に示す。Si%の異なる各供試材の焼入組織(a, bおよびc)には、多数の連なった未固溶一次炭化物が存在しており、オーステナイト結晶粒界も明瞭に観察される。0.48% Si鋼(a)における一次炭化物は、図中の矢印で示すように、かなり密集偏析して観察されるが、Siが0.13%以下の低Si鋼(b, c)においては、その偏析度が軽減される。一方、オーステナイト結晶粒度はSi量によらずほぼ一定である。

このような一次炭化物の分布挙動は、図中(d), (e)および(f)の各焼戻組織においても同様に観察され、特に密集偏析している0.48%Si鋼(d)の偏析部には、図中に矢印を付している。また、焼戻過程で析出した微細な二次炭化物も観察されるが、本光学顕微鏡観察の範囲では、Si量による析出状態の詳細な違いは不明である。

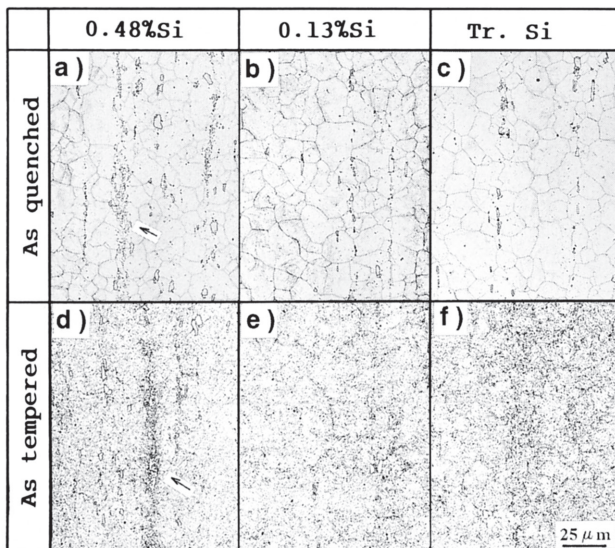


Fig.4 Optical micrographs in the longitudinal section of various Si bearing steels.  
(a), (b) and(c): quenched condition  
(d), (e) and(f): tempered condition

### 3・3 炭化物析出挙動におよぼすSiの影響

以上のように、Siを減少させると、未固溶一次炭化物の偏析が軽減され、また焼戻過程における二次硬化後の硬さが低下することが明らかとなった。そこで、これらの現象を解明するために、各供試材の焼入状態および焼戻状態で、電解抽出した炭化物のX線回折および組織観察試料のEDX分析を行い、さらに抽出レプリカ試料を用いてTEM観察を行うことにより、炭化物の析出挙動におよぼすSiの影響について検討した。

1423Kからの焼入状態における抽出残渣のX線回折結果をFig. 5に示す。焼入状態では、MC, M<sub>2</sub>C, M<sub>6</sub>C型炭化物が共存していることから、Fig. 4にて観察された未固溶一次炭化物は、これら3種の炭化物で構成されていることがわかる。

Fig. 4の組織観察試料に観察された偏析帯の一次炭化物をEDXにより分析した結果をFig. 6に示す。図中(A)に示すように比較的単独の炭化物にはNbが、(B)

に示すように連鎖状の炭化物にはMoが多く含まれることがわかる。したがってFig. 5のX線分析結果から、前者は、MC炭化物と考えられ、後者は、M<sub>2</sub>CまたはM<sub>6</sub>C炭化物と考えられる。

一方、Fig. 5から高Si鋼と低Si鋼の各種炭化物のX線強度が変化していることがわかる。すなわち、0.48%Si鋼は、M<sub>2</sub>C炭化物に比べM<sub>6</sub>C炭化物の強度が高いのに対し、0.13%以下の低Si鋼では、逆にM<sub>2</sub>C炭化物の方がより高い強度を示している。このように焼入加熱時の未固溶一次炭化物は、Si添加量の減少にともないM<sub>6</sub>C炭化物の比率が減少し、M<sub>2</sub>C炭化物が増加することがわかる。

0.48%Si鋼および0.13%Si鋼の焼入材における連鎖状炭化物のEDX分析結果をFig. 7に示す。両鋼種ともMo系炭化物であるが、高Si鋼の方が炭化物中の含有Si量が多いことがわかる。

Siを多く含んだ鋼は、凝固時に晶出したM<sub>2</sub>C炭化物が、その後の鍛造時の高温加熱時にM<sub>6</sub>C炭化物に容易に変態す

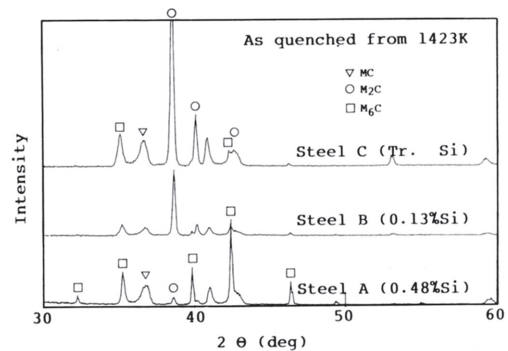


Fig.5 X-ray diffraction on residues electrolytically extracted from Steel A, B and C in quenched condition.

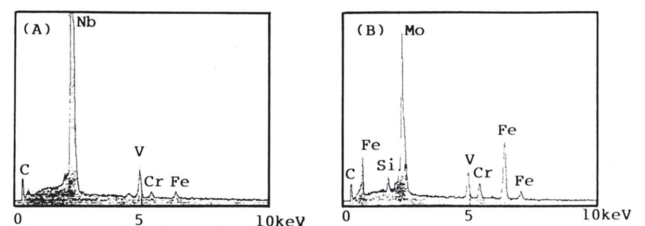
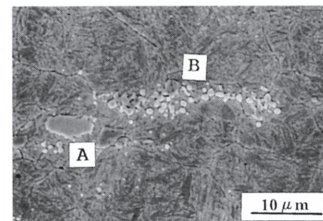


Fig.6 SEM micrographs and EDX spectra of segregated carbides observed in Steel A.

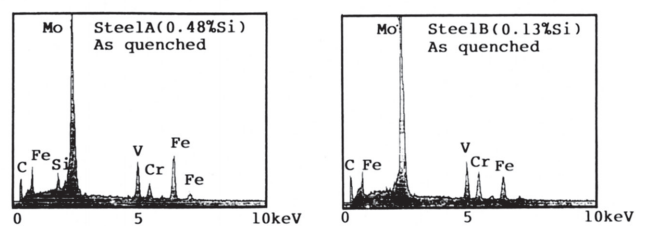


Fig.7 Comparison of EDX spectrum of carbides indicated as the type of B in Fig.6 between Steel A and B.

ることが報告されている<sup>7) 8)</sup>。本実験結果は、同様な機構によりSi量の減少とともに  $M_2C \rightarrow M_6C$  反応が抑制されたものと考えられる。

また、Fig. 8 に示すように、0.48%Si鋼の凝固組織には、ラメラ状炭化物が観察される。上記の連鎖状炭化物は、これらラメラ状炭化物が鍛造により分断されたものと推定される。このラメラ状炭化物は、Siをほとんど含まないMO系炭化物であり、鍛造加熱中にSiが $M_2C$ 炭化物中に侵入し $M_2C \rightarrow M_6C$ 反応を起こしたことを裏付けるものといえる。

1423Kから焼入れ後、823Kの焼戻状態における抽出残渣のX線回折結果をFig. 9 に示す。Si量の違いによる $M_2C$ および $M_6C$ 炭化物のピーク高さの変化は、焼入状態の場合と同じであり、未固溶一次炭化物の影響が主に現れたものと考えられる。一方、0.13%以下の低Si鋼には、0.48%Si鋼に見られなかった $M_3C$ および $M_7C_3$ 炭化物のピークが認められる。

抽出レプリカ試料によるTEM観察の結果を、Fig. 10 に示す。低Si鋼には、 $M_3C$ と考えられるFeを多く含んだ棒状炭化物が多く認められる。すなわち、Si量の低減とともに焼戻二次硬化の低下は、硬化に寄与しにくい $M_3C$ あるいは $M_7C_3$ 炭化物が優先的に生成された結果、硬化に寄与する微細なMCや $M_2C$ 炭化物の生成が抑制されたためと考えられる。

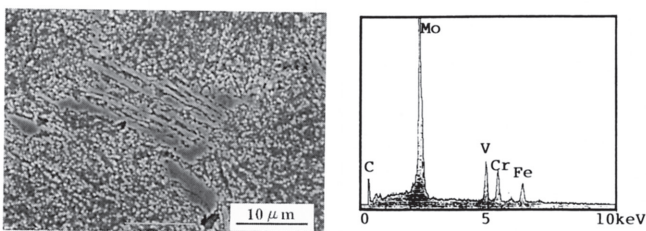


Fig.8 SEM micrograph and EDX spectrum of lamellar carbides of Steel A observed in cast condition.

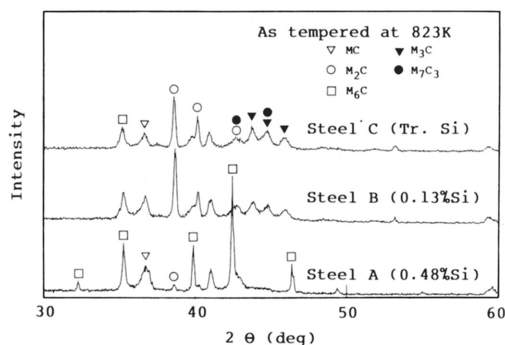


Fig.9 X-ray diffraction on residues electrolytically extracted from Steel A, B and C in quenched and tempered condition.

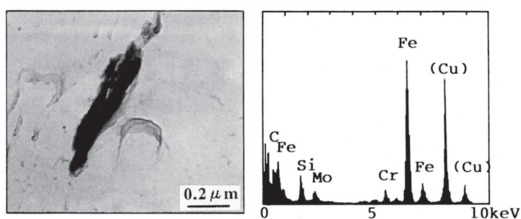


Fig.10 Electron micrograph and EDX spectrum of extraction replicas of precipitates observed in tempered specimen of Steel B.

### 3・4 シャルピー衝撃値

シャルピー衝撃値におよぼすSiの影響について検討した。1423Kから焼入れ後、723K~873Kの範囲にて焼戻した試験片の各焼戻温度に対する衝撃値の変化をFig.11に示す。衝撃値は、焼戻温度848Kにて最高値を示し、また各焼戻温度において、Si量の減少とともに衝撃値が上昇し、0.13%Si以下では、飽和する。衝撃値と焼戻硬さの関係をFig.12に示す。低Si化により、60HRC前後の同硬さにおいて、靱性が向上することがわかる。

Si量の減少により、衝撃値が上昇する原因として、Fig. 4 に示した一次炭化物の偏析がSi量の減少により軽減されることが考えられる。また、Fig.13に示すように衝撃試験

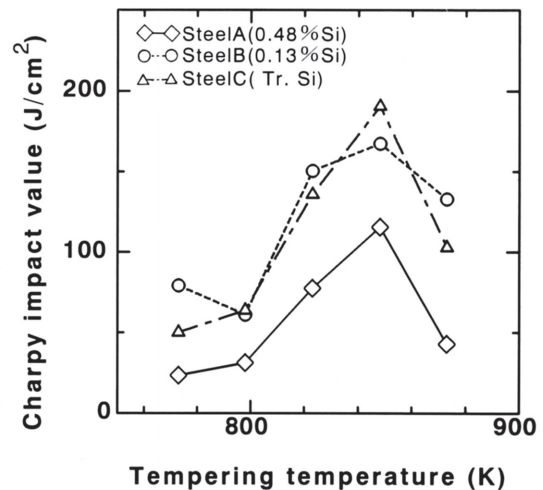


Fig.11 Effect of Si content and tempering temperature on Charpy impact value.

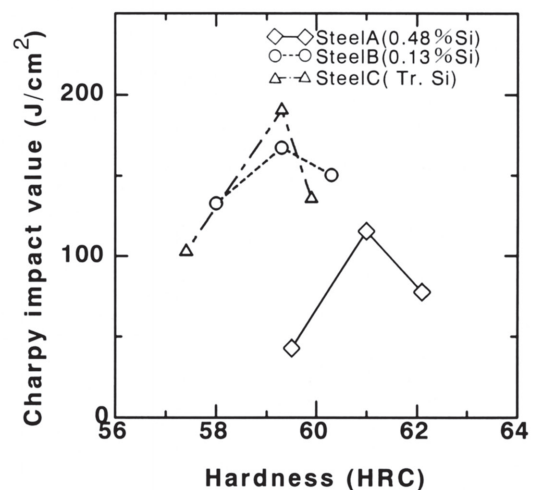


Fig.12 Effect of Si content and tempering hardness on Charpy impact value.

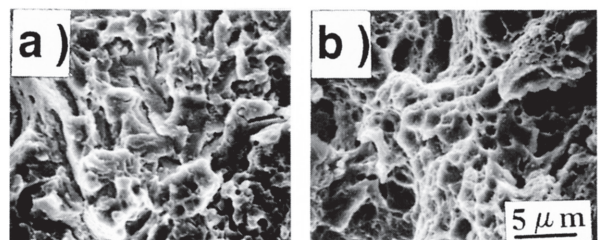


Fig.13 SEM micrographs of fracture surface of Charpy impact test specimen. (a): Steel A (b): Steel B

片破面の走査型電子顕微鏡観察結果から、0.48%Si鋼は、全面擬へき開破面であるのに対し、0.13%Si鋼の破面には、一部に延性をともなったデンプルが観察される。一般にSi量が減少するにしたがい引張試験での伸びおよび絞り値が上昇し、延性が向上することが知られており<sup>9)</sup>、破面形態から低Si化によりマトリックスの延性が向上していることが推定される。

すなわち、低Si化により靱性が向上した原因は、炭化物の偏析が低減したこととマトリックスの延性が向上したことの重畳効果によるものと考えられる。

## 4. 結論

マトリックス高速度鋼工具鋼の靱性向上を目的として硬さおよび靱性に与えるSi量の影響について検討し、以下の結論を得た。

- (1) Si含有量が0.48%から0.13%に減少すると、773Kから873Kの二次硬化領域での焼戻硬さが低下する。しかしながら、それ以下にSi量を減少させても硬さ低下は認められない。
- (2) 0.48%Si鋼の焼入組織には、多数の連なった未固溶一次炭化物が存在しており、0.13%以下の低Si鋼では、その偏析の程度が軽減される。
- (3) 上記未固溶一次炭化物群は、 $M_2C$ 、 $M_6C$ およびMC炭化

物で構成されており、Si量が減少すると $M_6C$ 炭化物に比べ $M_2C$ 炭化物の比率が大きくなる。これは、Si量の減少にともない $M_2C \rightarrow M_6C$ 反応が抑制されたためと考えられる。

(4) 焼戻状態において、0.13%以下の低Si鋼には、0.48%Si鋼に見られない $M_3C$ および $M_7C_3$ 炭化物が多く析出する。従って、Si量の減少による焼戻二次硬化硬さの低下は、硬化に寄与しにくいこれら炭化物が優先的に生成された結果、硬化に寄与する微細なMCや $M_2C$ 炭化物の生成が抑制されたためと考えられる。

(5) 低Si化により靱性は、著しく向上する。しかし、0.13%以下に低下させてもそれ以上向上しない。この靱性向上の原因は、Si低下による一次炭化物の偏析軽減とマトリックスの延性向上による重畳効果と考えられる。

## 文 献

- 1) 中村秀樹：金属プレス，23 (1991)，11，p.43
- 2) 柳澤民樹，須藤興一，多田光一郎：電気製鋼，60 (1989)，4，p.324
- 3) 佐藤知雄，西沢泰二，村井弘佑：鉄と鋼，45 (1959)，p.1346
- 4) Transaction ISIJ，27 (1987)，p.315 (New Technology, by Sanyo Special Steel Co., Ltd.)
- 5) 須藤興一：電気製鋼，60 (1989)，4，p.367
- 6) 伊藤一夫，常陸美朝，松田幸紀：電気製鋼，53 (1982)，4，p.248
- 7) 石川英次郎，須藤興一：鉄と鋼，63 (1977)，p.990
- 8) 新井 透，小松 登：鉄と鋼，58 (1972)，p.899
- 9) 西村富隆：熱処理，20 (1980)，p.342