



# 熱間工具鋼の焼戻し硬さ、高温強度と靱性に及ぼすシリコン量の影響

海野 正英\*・瀬羅 知暁\*・近藤 邦夫\*<sup>2</sup>・岡田 康孝\*<sup>3</sup>・椿野 晴繁\*<sup>4</sup>

Effect of Silicon Content on Tempered Hardness, High Temperature Strength and Toughness of Hot Working Tool Steels

Masahide UMINO, Tomoaki SERA, Kunio KONDO, Yasutaka OKADA and Harushige TUBAKINO

**Synopsis** : In order to prevent heat cracks of tool steels in hot working, steels of high toughness and superior high-temperature strength has been developed. Typical hot-working tool steels, such as JIS SKD6, 61 and 62, contain about 1 mass% silicon. In this study, the influence of the silicon content was investigated on the 4 mass%Cr-Mo-V-Ni tool steel in the following points;

- 1) secondary hardening after tempering
- 2) high-temperature strength and room-temperature toughness with various cooling rates during quenching

The secondary hardening peak of the tool steel decreases with the decrease in its silicon content, due to the cementite precipitation during tempering. Both its high-temperature strength and room-temperature toughness are increased by decreasing its silicon content.

The extraction residuals analysis, the TEM observation and the EDX analysis are performed on the quenched and quenched-tempered specimens. The effects of decreasing the silicon content of the tool steel are summarized as follows;

- A) The undissolved carbides (mainly MC type) are decreased at the quenching temperature, while these precipitates are increased after tempering.
- B) The grain boundary carbides ( $M_{23}C_6$ ) are decreased after tempering.
- C) In the bainite structure, the silicon content does not affect the toughness, due to the precipitation of  $M_2C$  type carbides. The high-temperature strength; however, is still dependent on the silicon content.

**Key words**: tool steel; silicon; hardness; strength; toughness; heat treatment.

## 1. 緒言

熱間鍛造用、ダイカスト、押出しなどの熱間用金型は金型表面が加熱、冷却サイクルを受けるため、熱応力によるき裂発生と、成形応力によるき裂進展で寿命に至ることが多い<sup>1)</sup>。このき裂寿命を向上させるため、靱性と高温強度に優れた熱間工具鋼が開発されている。開発の方向は主に(1) P, S, Oといった鋼中不純物の低減<sup>2)</sup>と(2) JIS規格鋼であるSKD6, 61, 62に対する低Si化と高Mo化である<sup>3)</sup>。高Mo鋼はDIN規格1.2367(X40CrMoV5-3)として3mass% Mo鋼(以降、mass%を単に%と称する)が既に規格化されているが、さらに、低Si化と組合わせて、高強度-高靱性の熱間工具鋼が開発されている<sup>4,5)</sup>。すなわち、低Si化で高靱性を<sup>6,7)</sup>、高Mo化で高強度を達成していると言える。

一方、従来の代表的な熱間工具鋼SKD61はSiを約1%含有しているが、その目的は1273Kから1323Kでの焼入

れ温度に保持中の酸化を防ぐためであるとされている<sup>8)</sup>。工具鋼においてSiを多量添加する理由としては耐酸化性改善の他、変態点の上昇<sup>9)</sup>、焼戻し2次硬化の増加<sup>10)</sup>、被削性の向上<sup>11,12)</sup>が知られている。

特殊鋼分野における低Si化は、1970年代にマクロ偏析の少ない鋼塊を製造する技術としてワークロール材料などに適用されてきたが<sup>13)</sup>、熱間工具鋼においてもマイクロ偏析の低減による靱性向上が報告されている<sup>14)</sup>。また、DIN規格1.2365(X32CrMoV33)のSi量を変化させて焼入性、焼戻し硬さ、高温強度などに及ぼす影響が報告されている<sup>15)</sup>。Si添加量による組織変化とそれにともなう強度、靱性に及ぼす体系だった研究は見られない。

そこで本研究ではSi含有量を変化させた4%Cr-Mo-V-Ni工具鋼を用いて(1)焼戻し2次硬化、(2)焼入れ冷却速度と高温強度、靱性の関係を研究した<sup>16)</sup>。

平成14年8月12日受付 平成15年1月16日受理 (Received on Aug. 12, 2002; Accepted on Jan. 16, 2003)

\* 住友金属工業(株)交通産機品カンパニー (Railway Automotive & Machinery Parts Division, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 5-1-109 Shimaya Konohana-ku Osaka 554-8555)

\* 2 住友金属工業(株)総合技術研究所 (Corporate Research & Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

\* 3 住友金属工業(株)(Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

\* 4 姫路工業大学 (Himeji Institute of Technology)

## 2. 実験方法

熱間工具鋼 4%Cr-Mo-V-Ni鋼のSi量を0.02~1.49%まで変化させた180kg小鑄塊を鑄込み、所定のサイズに鍛伸、焼鈍した。その化学成分をTable 1に示すが、JISのSKD61に対して、韌性を高めるためにNiを添加し、Cr量を5%から4%に低減させた材質をベース鋼として選定している。

変態挙動は横型熱膨張計を用いAc1とAc3点を、また、連続冷却変態曲線は変態測定装置フォーマスターを用いて測定した。

次に、焼戻し後の硬さ変化を調査するために25×25×25mm試験片を1273Kに3.6ks保持、空冷した後、焼戻し温度673Kから973Kで10.8ks保持、空冷し、ロックウエル硬さを測定した。また、0.02%Si鋼と1.49%Si鋼について焼戻しを3回まで実施し、硬さとX線による残留オーステナイトの変化を調査した。

さらに、強度、韌性に及ぼすSi量と焼入れ冷却速度の影響を調査するために、素材厚さと幅が60×60mm, 100×100mm, 150×100mmの3種類の鍛伸材を作製し、機械加工せず、そのまま1273Kの焼入れ温度に保持した後、60mm厚試験片は油焼入れ、100mmと150mm厚み試験片はそれぞれ大気中で空冷した。試験片中心部の冷却曲線をFig. 1に示すが、焼入れ温度1273Kから573Kの平均冷却速度は、①60mm試験片：マルテンサイト組織となる2.8K/s、②100mm試験片：ベイナイトノーズ付近の0.2K/s、③150mm試験片：さらに冷却が遅い0.1K/sとなった。焼入

Table 1. Chemical compositions of tool steels used (mass%).

| steel | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Ni   | Cr   | Mo   | V    |
|-------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|
| 1     | 0.34 | 0.02 | 0.63 | 0.007 | 0.001 | 1.01 | 4.00 | 1.48 | 0.56 |
| 2     | 0.34 | 0.10 | 0.62 | 0.007 | 0.001 | 1.06 | 4.03 | 1.58 | 0.59 |
| 3     | 0.33 | 0.21 | 0.60 | 0.007 | 0.001 | 1.04 | 3.95 | 1.56 | 0.59 |
| 4     | 0.35 | 0.31 | 0.63 | 0.007 | 0.001 | 1.09 | 4.04 | 1.49 | 0.61 |
| 5     | 0.35 | 0.52 | 0.63 | 0.007 | 0.001 | 1.05 | 4.00 | 1.49 | 0.61 |
| 6     | 0.33 | 0.75 | 0.61 | 0.007 | 0.001 | 1.05 | 4.04 | 1.48 | 0.60 |
| 7     | 0.34 | 1.01 | 0.61 | 0.005 | 0.001 | 1.13 | 4.12 | 1.57 | 0.63 |
| 8     | 0.35 | 1.49 | 0.61 | 0.007 | 0.001 | 1.08 | 4.05 | 1.48 | 0.61 |

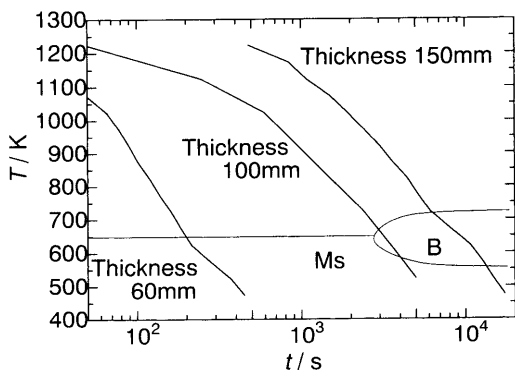


Fig. 1. Cooling curves for test specimens and continuous cooling transformation diagrams of 0.02 mass% Si tool steel.

れ冷却速度が最も遅い0.1K/sでもいずれの試験片ともパーライト組織は観察されなかった。その後、883~918Kの2回以上の焼戻しで、硬さが35HRCと44HRCとなるように調整した。焼入れ焼戻し後の35HRC試験片を用いてオーステナイト結晶粒度を測定した。

引張試験は硬さが35HRCの鍛伸材中心部から、鍛造方向とは直角方向に、直径が6mmで標点間距離が30mmの試験片を作製し、室温と873K, 973Kで試験した。破壊靱性試験は硬さ44HRCの鍛伸材を用いて、試験片厚さと有効幅が25×50mmの試験片を採取した。ノッチは鍛造方向に入れ、鍛造幅方向に応力負荷して破壊靱性試験を実施した。試験結果の一部は破壊靱性値を満足しなかったため、測定値を $K_{Ic}$ ではなく $K_Q$ で表示した。焼入れ焼戻し後のオーステナイト結晶粒度を測定した。また、焼入れあるいは焼戻し後の炭化物形態、組成を分析するため、抽出レプリカ法で作製した試験片を分析電子顕微鏡にて観察した。さらに、抽出残渣法により炭化物を分析した。抽出残渣法の電解液は、10%アセチルアセトン+1%テトラメチルアンモニウムクロライド+メタノール溶液を用い、電流密度20mA/cm<sup>2</sup>で電解した後、フィルター径0.2μmでろ過し、残渣を酸溶解した後、ICP法で元素分析した。

## 3. 実験結果

### 3.1 変態挙動に及ぼすSiの影響

熱膨張測定により変態点を求めた結果、Si量が0.02%から1.49%に増加することにより、Ac1点は1050Kから1075Kに、Ac3点は1140Kから1205Kに上昇した。Si添加により特にAc3点の上昇が著しい。また、連続冷却変態曲線を測定した結果、ベイナイト変態開始時間は0.02%の3.2ksから1.49%の5.0ksに増加した。Ms点は0.02%の643Kから1.49%の593Kに低下した。すなわち、Siの添加により焼入性が向上している。なお、60mm厚試験片（油焼入材：平均冷却速度2.8K/s）の旧オーステナイト粒径を測定した結果、各供試材の平均粒度番号はNo. 7~8程度であり、Si量による大きな差異は認められなかった。

### 3.2 Si量と焼戻し硬さ

Si量を変化させた熱間工具鋼の焼戻し硬さをFig. 2示す。焼入状態から723Kまで硬さの変化はわずかであり、773Kで二次硬化を示し、その後、軟化している。特にSi量が多いほど硬化が大きくなっている。なお、強度、靱性調査の硬さが35HRCと44HRCを得る焼戻し温度領域では、Si量の影響は見られない。

低Si鋼(0.02%)と高Si鋼(1.49%)の二次硬化を示した773Kで3回まで焼戻ししたときの硬さの変化をFig. 3に示す。焼戻し回数0は焼入れのまま、焼戻し1回はFig. 2の硬さ曲線の値である。低Si鋼では焼戻し回数が増えるほど硬さは低下傾向にあるのに対して、高Si鋼の硬さは焼

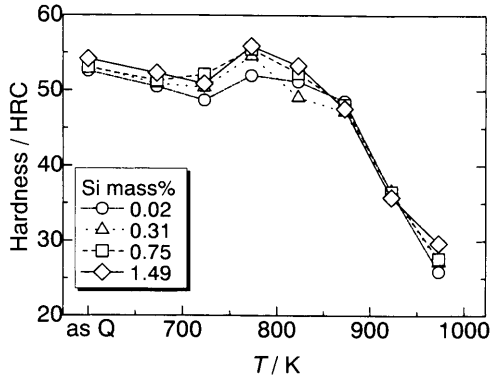


Fig. 2. Room temperature hardness of tool steels with various silicon contents after quenched and tempered at various temperatures.

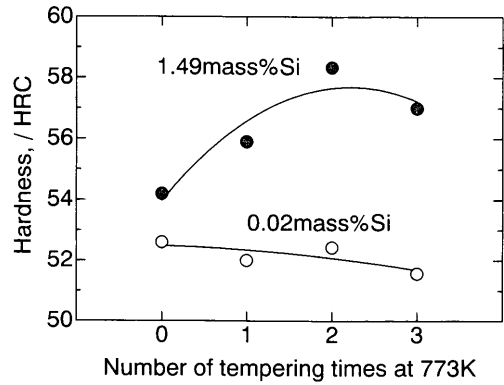


Fig. 3. Effect of tempering times at 773K on hardness.

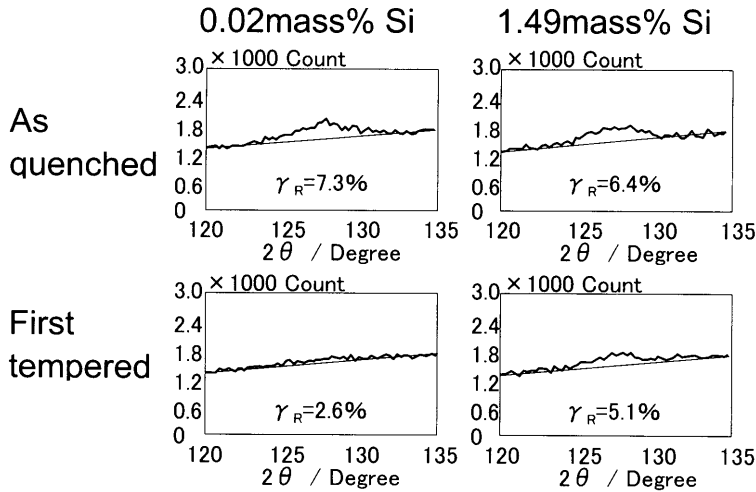


Fig. 4. X-ray diffraction charts of retained austenite after quenched and tempered at 773K.

戻し回数が2回までは上昇しており、Si量により、焼戻し挙動が異なる。なお、高Si鋼は焼入れのままでも低Si鋼より硬くなっている。

高Si鋼の2次硬化の原因を調査するために、焼戻し後の残留オーステナイト量を調査した。Fig. 4は回折角 $2\theta=128^\circ$ 付近のオーステナイト回折線のX線回折図形を示している。低Si鋼は焼入れのままでは残留オーステナイトピークが確認されるが、1回の焼戻しで、このピークはほぼ消失している。一方、高Si鋼の残留オーステナイトピークは焼入れのままでは低Si鋼の強度と同じであるが、1回の焼戻し後でもオーステナイトピークが同定され、2回目の焼戻しで消失した。すなわち1回目の焼戻し後における残留オーステナイト量の多い方が焼戻し2次硬化のピークが高くなっていた。

### 3.3 Si量、焼入冷却速度と高温強度、靱性

室温の引張強さおよび0.2%耐力に及ぼすSi量と焼入冷却速度の影響をFig. 5に示す。室温の場合、引張強さと0.2%耐力に及ぼすSi量の影響は認められない。ただし、冷却速度が遅くなると低Si鋼で強度は幾分上昇している。

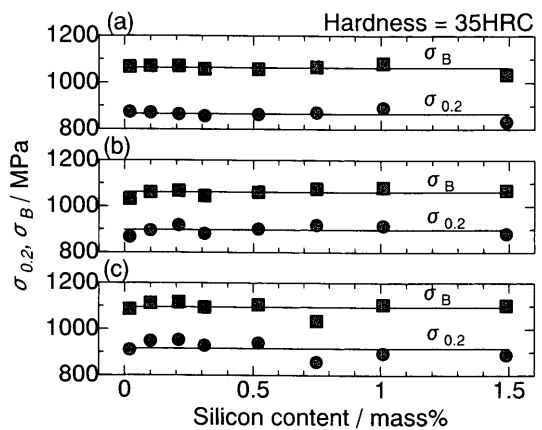


Fig. 5. Influence of silicon content on the room-temperature strengths. Cooling rate: (a) 2.8K/s, (b) 0.2K/s, (c) 0.1K/s.

試験温度873K、973Kでの0.2%耐力に及ぼすSi量ならびに焼入冷却速度の影響をFig. 6に示す。高温耐力はSi量の増加とともにほぼ直線的に低下する。また、冷却速度が速いほど耐力は低下してくる。873Kと973Kを比較すると873Kの方がSi量ならびに冷却速度の依存性が大きい。高

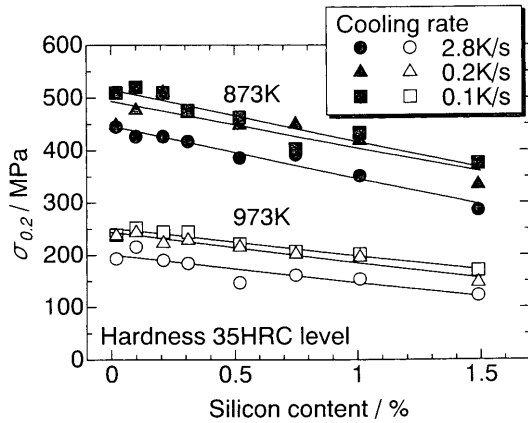


Fig. 6. Influence of silicon content and quenching cooling rate on the high-temperature yield strength.

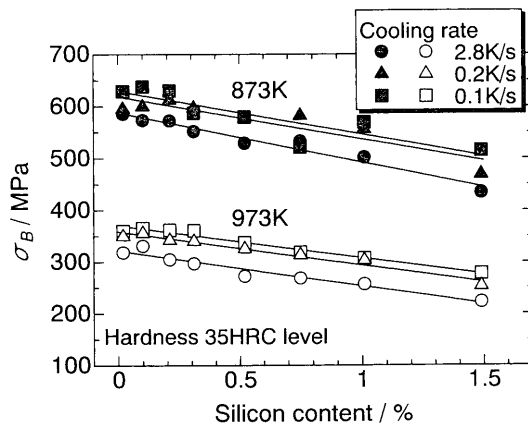


Fig. 7. Influence of silicon content and quenching cooling rate on the high-temperature tensile strength.

温引張強さに及ぼすSi量ならびに冷却速度の影響を Fig. 7 に示すが、0.2%耐力と同様にSi量の増加と冷却速度の増加により引張強さは低下してくる。

破壊靱性値とSi量、焼入冷却速度の関係を Fig. 8 に示す。冷却速度が2.8K/sと速く焼戻しマルテンサイト組織を生成する場合には、Si量の影響が大きく、Si量が0.02%から1.49%に増加すると、靱性値は半減する。これに対して、ベイナイトが生成する冷却速度（0.2K/sと0.1K/s）では低Si鋼でも靱性値はマルテンサイト変態させた高Si鋼より低く、Si量の影響も軽微となっている。

Si量の異なる試験片を1273Kで焼入れた試験片と918Kで2回焼戻した試験片の炭化物抽出残渣分析結果を Fig. 9 に示す。焼入れのままの炭化物は主としてVとMoを含んでおり、それは特に高Si鋼の場合に顕著である。焼入焼戻し状態ではSi量の違いによるVの分析値に差は見られないが、CrとMoの分析値は、Si量が多くなると増加している。

抽出残渣分析結果より、Vの固溶-析出状態を Fig. 10 に示す。低Si鋼は高Si鋼に比較して焼入時の未固溶炭化物が少なく、逆に焼戻し時の析出炭化物量が多くなっている。

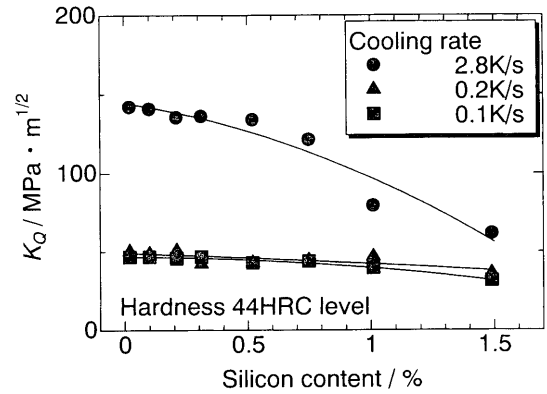


Fig. 8. Influence of silicon content and quenching cooling rate on the fracture toughness at room temperature.

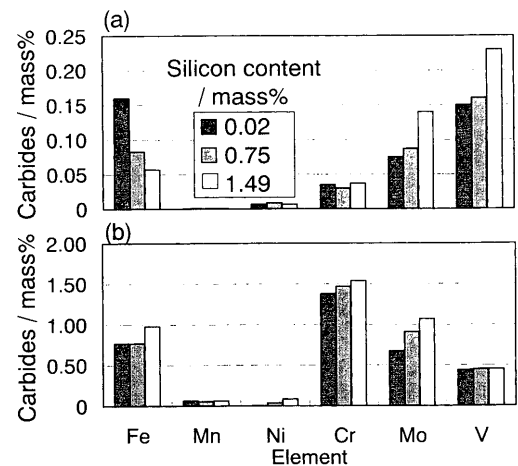


Fig. 9. Influence of silicon content on the chemical composition of carbides. (a) Undissolved carbides at 1273K quenching. (b) Carbides after twice tempering at 918K.

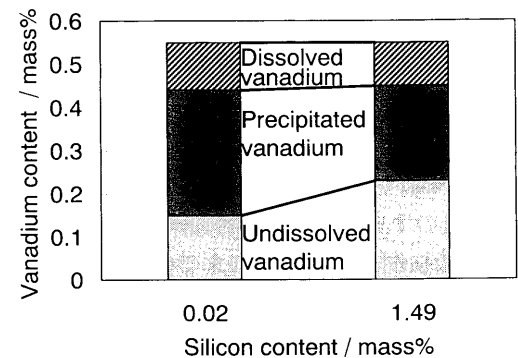


Fig. 10. Influence of silicon content on the dissolved vanadium and precipitated vanadium as carbides.

なお、Vの未固溶炭化物と析出炭化物の総量はSi量に依存せず、ほぼ一定となっている。

低Si鋼と高Si鋼の焼入状態（冷却速度: 2.8K/s）の透過電子顕微鏡観察結果を Fig. 11 に示す。粒状の未固溶炭化物は低Si鋼の方が少ない。炭化物をEDX分析した結果、Vを主体とし、MoとCrを含有しておりMC炭化物と判断される。この結果は抽出残渣分析結果とも一致している。な

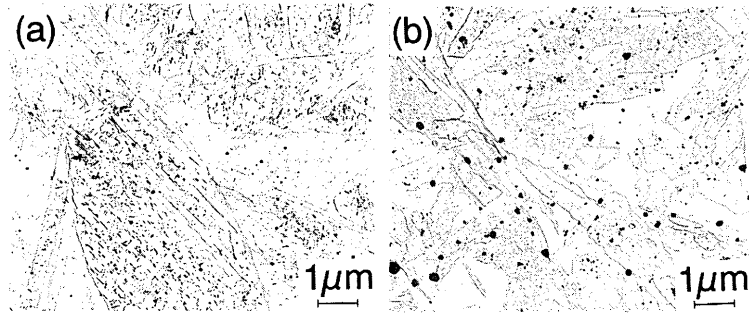


Fig. 11. Extraction replica images of quenched specimens (cooling rate 2.8K/s). (a) 0.02 mass% Si, (b) 1.49 mass% Si.

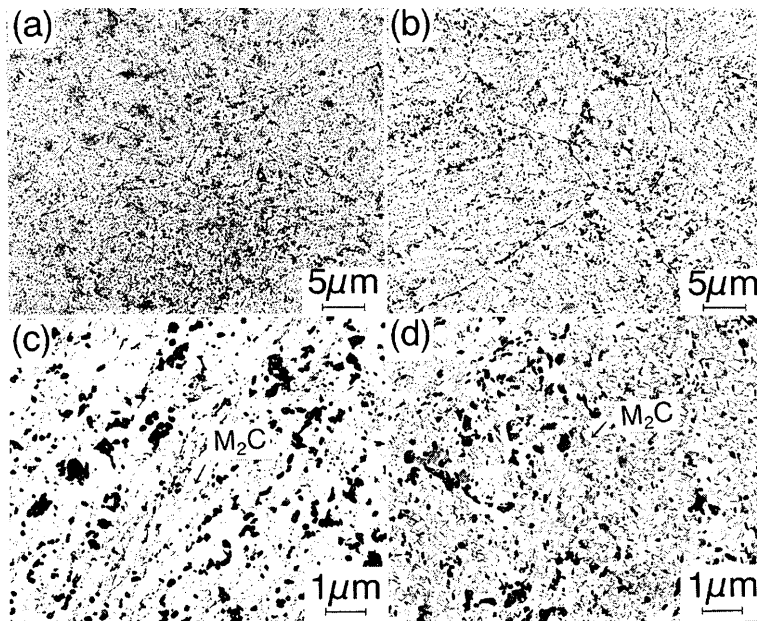


Fig. 12. Extraction replica images of quenched and tempered specimens. Silicon content: (a) 0.02 mass%, (b), (c), (d) 1.49 mass%. Cooling rate: (a), (b), (c) 2.8K/s, (d) 0.1K/s.

お、焼入冷却速度が0.1K/sと遅い場合、低Si鋼はMC炭化物のみが観察されたが、高Si鋼にはMCの他、 $M_6C$ 、 $M_7C_3$ と推定される炭化物も少量観察された。

918Kに2回焼戻し後の低Si鋼と高Si鋼の透過電子顕微鏡観察結果をFig.12に示す。Fig.12の(a)と(b)を比較すると高Si鋼の方が粒界炭化物は多く観察される。粒界炭化物はまた、冷却速度が遅くなると増加する傾向にあった。粒界析出炭化物の組成は低Si鋼が $M_7C_3$ 、高Si鋼が $M_{23}C_6$ と同定された。高Si鋼の針状炭化物 $M_2C$ の析出分布に及ぼす焼入冷却速度の影響をFig.12の(c)と(d)で比較すると、冷却速度が遅くなると $M_2C$ の分布密度は増大してくる。低Si鋼も同じ傾向を示しているが、析出量は高Si鋼より少なくなっている。この他、低Si鋼の粒内には棒状炭化物が観察された。この棒状炭化物は $M_3C$ と同定されたが、冷却速度が遅いと減少する傾向にあり、高Si鋼には認められなかった。粒内に析出した微細炭化物の電子線回折像およびEDX分析結果をFig.13に示す。微細炭化物はV、Mo、Crを主体としたMCと同定された。このMCの析出量は抽出残渣分析結果に対応して、高Si鋼に比較して

低Si鋼の方が多く、冷却速度が遅くなると減少する傾向にある。

## 4. 考察

### 4.1 Si量と焼戻し硬さ

熱間工具鋼の773K焼戻しにおける2次硬化は従来から知られている。H. Modinら<sup>17)</sup>はSKD61の合金元素と焼戻し硬さの関係を研究し、773K焼戻し2次硬化に及ぼすSiの影響がV、Moより大きいと報告しているが、ミクロ組織的研究について言及していない。Garrisonら<sup>10)</sup>はSKD6の低Mn化と低Mn、Si化が焼戻し硬さと靱性に及ぼす影響を研究し、Mnは焼戻し硬さにも靱性にも影響しないが、Siはいずれにも大きく影響すると報告し、残留オーステナイトの分解でもたらされるラス間炭化物の体積分率の差で脆化を説明するのは不十分であり今後解明されるべき課題であるとしている。

Siは焼戻しによる残留オーステナイトの分解、セメンタイトの成長、球状化を遅らせることが知られている<sup>18)</sup>。上

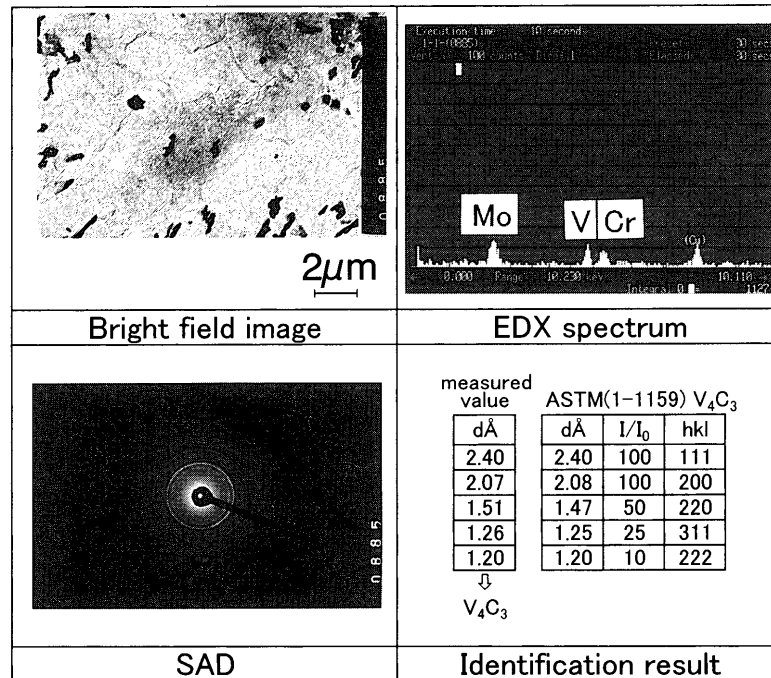


Fig. 13. Extraction replica image, EDX spectrum and selected area diffraction pattern (SAD) of quenched and tempered 0.02 mass% Si specimen. Cooling rate 2.8K/s.

原ら<sup>19)</sup>はSKD61の残留オーステナイトと焼戻し温度の関係を調査し、二次硬化に残留オーステナイトの分解が寄与していると報告している。

Fig. 4 に示した残留オーステナイト測定結果から二次硬化に及ぼすSiの効果は以下の通り説明できる。まず低Si鋼は、焼戻し時、セメンタイトの析出が速く、残留オーステナイトがフェライトとセメンタイトに分解する。一方、高Si鋼では、セメンタイトの析出が遅いため、オーステナイトの分解が遅く、一部のオーステナイトは焼戻しの冷却過程でマルテンサイト変態する。さらに、1回目の焼戻し後も残留したオーステナイトは2回目の焼戻しで、マルテンサイト変態する。硬さの上昇は焼戻しで変態したマルテンサイトに起因するものと考えられる。高Si鋼でも3回目の焼戻しで、マルテンサイトはフェライトと炭化物になり、硬さが低下してくる。なお、セメンタイト中にはSiがほとんど固溶せず、マルテンサイトラスと炭化物界面に濃化してくるため、Siがセメンタイトの析出を遅らせると考えられている<sup>10)</sup>。また、焼入れのままで高Si鋼の硬さが高いのは、Siの固溶強化によるものと考えられる。以上を模式図に示すとFig.14のようになる。

なお、佐藤ら<sup>20)</sup>、あるいは奥野<sup>21)</sup>の研究ではMC、M<sub>2</sub>Cなどの合金炭化物の析出は823K以上であり773Kでの析出炭化物はM<sub>3</sub>Cのみであり、したがって、合金炭化物は二次硬化に関与していないと考えられる。

#### 4・2 Si量、冷却速度と高温強度、韌性

Si量の低減と焼入冷却速度の低下は熱間工具鋼の高温強度を向上させることを明らかにした。まず、高温強度に及

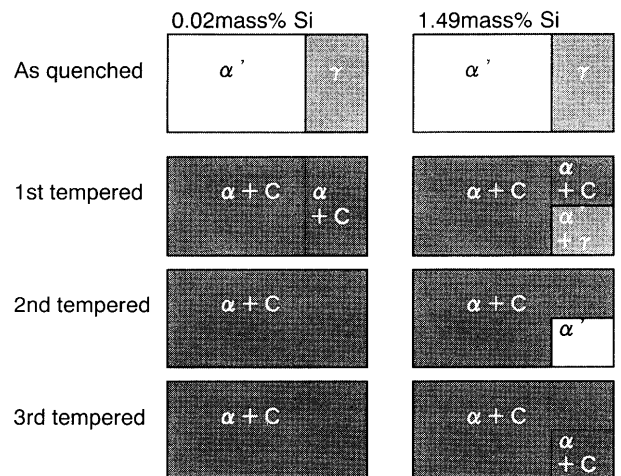


Fig. 14. Schematic representation of mechanism for secondary hardening.  $\alpha'$ : martensite,  $\gamma$ : retained austenite, C: carbides,  $\alpha$ : ferrite.

ぼすSi量の影響はFig.11に示したように、低Si鋼においては焼入れ時の未固溶MCが減少した結果、焼戻し時に析出する微細MC炭化物が増加するため、高温強度が上昇する。低Si化により焼入れ時の未固溶MCが減少する点は、藤井ら<sup>12)</sup>の結果とも一致している。L.-Å. Norströmら<sup>22)</sup>は2.8%Cr-2.1%Mo-1.2%V-1.9%Co工具鋼の焼戻し炭化物について研究し、微細なディスク状MCは針状のM<sub>2</sub>Cと比較してマルテンサイトの分解を遅延させ、焼戻し軟化抵抗に有効であると報告している。MC炭化物析出量を増加させるには、工具鋼中のV量を増加させればよいが、未固溶炭化物の増加などにより韌性低下が懸念され、低Si化は

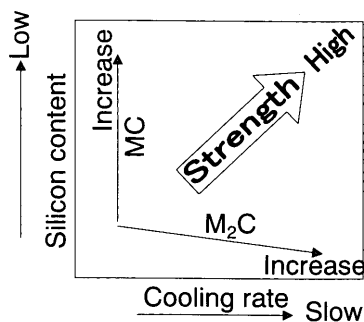


Fig. 15. Schematic representation of relationship between precipitation of carbides and high-temperature strength.

韌性を確保しつつ高強度化を達成する一つの方法である。

奥野<sup>23)</sup>は0.2%C-3%Cr-W-Mo-V-Co系析出硬化形熱間工具鋼のミクロ組織と高温強度の関係を研究し、上部ベイナイト変態とそれに続く焼戻し時の $M_7C_3$ 生成の抑制とMC、 $M_2C$ 量の増加と均一な分布が優れた高温強度を示すことを報告している。本研究においても、冷却速度が遅くなるとベイナイト量が増加し焼戻し時の $M_2C$ 炭化物量が増加している。したがって、冷却速度の低下による高温強度の向上は $M_2C$ の増加に起因すると考えられる。高温強度に及ぼすSiと冷却速度の関係を模式的にFig.15に示す。

Si量と韌性の関係について、須藤<sup>14)</sup>は5%Cr系熱間ダイス鋼の特性に及ぼすC, Si, Mn, Cr, Mo, Vの影響を研究し、Siの減少による韌性の向上はミクロ偏析の減少に起因して鑄造組織中の1次炭化物が減少するためであると報告している。Siの減少による偏析の低減については良く知られた現象であるが、EPMAにより、60mm厚試験片の表面から1/4厚みの位置でMn, Cr, Mo, Vのミクロ偏析率を測定したが、偏析率に有意差は認められなかった。したがって、本実験の場合、低Si化によるミクロ偏析の低減とそれともなう韌性の向上はなかったと考えられる。他方、高Si鋼には低Si鋼で観察されなかった粒界炭化物 $M_{23}C_6$ の析出が認められ、Si量の低減による韌性の向上は粒界炭化物 $M_{23}C_6$ の析出抑制効果に起因すると考えられる。

また、冷却速度の低下にともなう韌性の低下は、焼入時のベイナイト生成とそれにともなう焼戻し時の $M_2C$ 炭化物の析出量増大とSi量の影響について考察した粒界炭化物 $M_{23}C_6$ の析出に起因していると考えられるが、冷却速度が遅くなると低Si鋼でも韌性は低下しており、粒界炭化物 $M_{23}C_6$ に比較して針状炭化物 $M_2C$ の韌性に及ぼす影響が大きいと判断される。

なお、奥野<sup>21,24)</sup>はSKD61の焼戻し過程における炭化物反応を研究し、焼入冷却速度の低下にともなうベイナイト生成による組織変化を整理し、上記 $M_{23}C_6$ 、 $M_2C$ 炭化物の他、ベイナイト粒幅の増大と塊状化さらには有効結晶粒径

の増大も韌性低下の原因として報告しており、この組織変化が影響していることも考えられる。

## 5. 結論

(1) 熱間工具鋼を焼戻しすると773K付近で二次硬化を示すが、特にSi量が多いほど硬化が大きくなっている。Si量が増加すると焼戻し時にセメントの析出が遅れるため、残留オーステナイトが安定化し、冷却時にマルテンサイト変態し硬化すると考えられる。

(2) Si量の低減により熱間工具鋼の高温強度と韌性が向上する。低Si化にともない焼入れ加熱時の未固溶炭化物量が低減し、焼戻しによるMC析出量が増加するため高温強度が上昇する。また、低Si化により結晶粒の粗大化と粒界炭化物 $M_{23}C_6$ の析出が抑制され韌性が向上する。

(3) 焼入れ冷却速度が遅くなると高温強度が上昇し、韌性が低下する。高温強度に及ぼす冷却速度の影響はSi量に依存しないが、冷却速度の低下による韌性の低下は低Si鋼ほど大きい。強度、韌性に及ぼす冷却速度の影響はベイナイト変態とベイナイト組織からの焼戻しによる $M_2C$ 炭化物量の増加に起因する。

## 文 献

- 1) M.Miyahara, K.Nomoto, M.Umino, T.Sera, Y.Kurokawa and Y.Okada: *Sumitomo Met.*, **48** (1996), 76.
- 2) 奥野利夫: 鋼中微量元素の偏析と粒界脆化、鉄鋼基礎共同研究会微量元素の偏析部会編、日本鉄鋼協会、東京、(1976), 97.
- 3) 田部博輔: 第46回型技術セミナー金型の寿命向上対策、型技術協会、東京、(2001), 1.
- 4) T.Okuno: *Tokusyukou*, **46** (1997) July, 6.
- 5) H.Ogawa: *Tokusyukou*, **46** (1997) July, 23.
- 6) Y.Mukaida, T.Takahashi and H.Shibata: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 1176.
- 7) Y.Mukaida, T.Takahashi and H.Shibata: *CAMP-ISIJ*, **13** (2000), 1348.
- 8) 清永欣吾: 工具鋼、日本鉄鋼協会編、東京、(2000), 75.
- 9) T.Kunitake, T.Katou and T.Hasegawa: *Tetsu-to-Hagané*, **49** (1963), 1532.
- 10) W.M.Garrison, Jr.: *Mater. Sci. Technol.*, **3** (1987), 256.
- 11) T.Sera, M.Umino, Y.Okada and R.Murakami: *CAMP-ISIJ*, **9** (1996), 1404.
- 12) T.Fujii and Y.Matsuda: *Denki Seiko*, **71** (2000), 119.
- 13) T.Takenouchi: *Nihonseikousyo Giho*, **46** (1992), 108.
- 14) K.Sudoh: *Denki Seiko*, **60** (1989), 367.
- 15) E.Haberling: *TEW-Tech. Ber.*, **1** (1975), 162.
- 16) T.Sera, T.Yamaguchi, M.Umino, Y.Okada and K. Kondoh: *CAMP-ISIJ*, **9** (1998), 511.
- 17) H.Modin and S.Modin: *Jernkontorets Ann.*, **155** (1971), 17.
- 18) T.Nishimura: *Netsu Shori*, **20** (1980), 342.
- 19) N.Uehara, K.Namiki and K.Takahashi: *Denki Seiko*, **52** (1981), 165.
- 20) T.Sato, T.Nishizawa and K.Tamaki: *Tetsu-to-Hagané*, **46** (1983), 1549.
- 21) T.Okuno: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **27** (1987), 51.
- 22) L.-Å.Norström and N.Öhrberg: *Met. Technol.*, **8** (1981), 22.
- 23) T.Okuno: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 315.
- 24) T.Okuno: *Tetsu-to-Hagané*, **69** (1983), 655.