熱間工具鋼の実用特性に及ぼす焼入れ冷却速度の影響

上原 紀興*, 並木 邦夫**, 高橋 国男***

Effect of Quenching Cooling Rate on the Practical Properties of Hot-Work Tool Steel

Norioki Uehara, Kunio Namiki and Kunio Takahashi

Synopsis

Effect of cooling rate on commercially significant properties of hot-work tool steel has been studied using JIS SKD 61.

When cooled through bainite or pearlite and bainite region and tempered to the practical hardness level, HRC 45, resistance to softening, toughness, and heat checking resistance deteriorate. It is revealed that coarsening and segregation of carbides by tempering, which have been already precipitated during bainite or pearlite transformation, result in deterioration of mechanical properties.

Further, directionality and uniformity of mechanical properties for large sectioned forging have been also investigated. The ratio of transverse to longitudinal toughness and ductility values are proved to be 0.75-0.85.

1. 緒 言

近年の自動車、家電製品などの大量生産の発達にともなって、これらの部品を製造するための金型に対するニーズもより苛酷なものとなっている。特に熱間鍛造金型やダイカスト金型等の熱間成形用金型は、生産量の増大、成形の高速化にともなう強冷却の実施や、大型金型の適用に対処するため、新鋼種の開発のみならず金型の製造方法、熱処理方法をも含めた総合的な検討が必要となっている。一般に熱間成形用金型は大型のものが多くにもかかわらず、熱間工具鋼の焼入性に関する

研究は少なく¹⁾、硬さだけでなく靱延性、軟化抵抗をも含めた多面的な質量効果の研究は最近になってようやく開始されるに至った²⁾³⁾⁴⁾。

一方、金型の寿命を支配する特性は表面の耐摩耗性、耐肌荒れ性に関与する軟化抵抗と、耐割れ性に関与するヒートチェック性および靱延性に大別できる。

そこで、本研究では熱間工具鋼、SKD 61の大型素材を用い、これらの特性に及ぼす焼入れ冷却速度の影響を求め、金型寿命向上のための基礎資料とすることにした。

2. 実 験 方 法

2.1 供 試 材

熱間成形用金型として一般的に用いられている熱間工具鋼 SKD 61 を用いた。6 t 鋼塊より 1/2 に

昭和56年6月12日 受付

*大同特殊鋼㈱知多工場、工博

**大同特殊鋼㈱研究開発本部中央研究所

***大同特殊鋼㈱技術サービス部

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

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Cr	Mo	V
0.38	0.97	0.37	0.026	0.020	0.14	0.07	5.12	1.19	0.86

据え込み後、11.7Sの鍛錬比をかけて製造した $\phi 350$ の素材を用い、その外周部（外周から25mm以内）と中心部（中心を含む $\phi 50$ ）から試験片を採取した。供試材の化学成分をTable 1に示す。

2.2 熱処理

各試験片は1030°Cで30min保持してオーステナイト化処理を行った後、3通りの冷却速度で冷却した。SKD 61のCCT曲線と試験片の冷却曲線をFig. 1に示す。冷却速度Iはマルテンサイト組織としたもの、IIはベイナイト変態開始点付近を通過させたもの、IIIはパーライト変態域の先端に懸け、さらに高温でベイナイト変態域を通過させたものである。それぞれの500~300°Cにおける平均冷却速度は4.8, 0.11, 0.03°C/secである。焼もどしは各温度で1hr保持後空冷とし、これを2回繰返した。

2.3 試験方法

焼もどし硬さ、軟化抵抗の測定には15mm×15mm×10mmの試験片を用いた。

シャルピー試験はJIS 3号試験片、引張試験は

平行部、 $\phi 6 \times 26\text{mm}$ の試験片を用いて試験を行った。

ヒートチェック試験はフレーム加熱方式にて行い、最高温度600°Cおよび700°Cと水温（15~20°C）を1000回繰返した。ヒートチェック試験機をFig. 2に示す。試験後、フレームの中心が検鏡面になるよう切断、研磨の後、クラック深さ、クラック数を求めて耐ヒートチェック性を評価した。

炭化物の同定はX線法によって行った。0.2N, HCl+5% クエン酸の電解液を用い、25mAの電流密度で定電流電解分離を行って炭化物残渣を抽出し、X線回折によって各炭化物からの相対X線強度を求めた。

残留オーステナイト量は、X線回折法を用い、 α 相（211）面、および γ 相（220）面からのX線回折強度を求めて算出した。

3. 実験結果および考察

3.1 焼もどし硬さ、軟化抵抗に及ぼす焼入れ冷却速度の影響

$\phi 350$ 材の外周部から採取した試験片を用いて求めた焼もどし硬さと焼もどし温度の関係を図3に示す。焼入れ硬さは冷却速度の小さいほど低下し、さらに2次硬化の過程において冷却速度の影響が顕著に認められる。冷却速度IIでは2

Fig. 1. CCT diagram for the steel investigated.

Fig. 2. Heat check testing apparatus.

Fig. 3. Effect of quenching cooling rate on tempering hardness.

次硬化のピークが高温側に移動するが、これより高温では冷却速度 I と同じ硬さになる。これに対し冷却速度 III では 2 次硬化を示すものの最高硬さは I, II に比べて低く、また高温側でも若干低い値を示す。

さらに焼もどしによって HRC45 $\pm$ 1 に調質後、600°C で長時間保持した時の硬さと保持時間の関係を Fig. 4 に示す。冷却速度 I と II ではほぼ同じ硬さ推移曲線を示すが、冷却速度 III では硬さの低下が著しいことが判明した。

3.2 ミクロ組織、残留オーステナイト量、炭化物反応

焼もどし硬さ、軟化抵抗に認められた焼入れ冷却速度の影響を考察するため、ミクロ組織観察および残留オーステナイト量の測定を行った。各冷却速度で冷却した時の焼入れ組織、および 620°C で焼もどしを施した時の光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。冷却速度 II で焼入れした場合、下部ベイナイトと考えられる針状組織が観察され、冷却速度 III ではパーライトがわずかに出現し、さらに塊状のベイナイトが観察される。これに焼もどしを施すとベイナイトおよびパーライトとベイナイトに懸けて冷却した II, III では旧オーステナイト粒界が顕著に現出し、さらに粒内にも炭化物が

Fig. 4. Relation between hardness and holding time at 600°C.

凝集している様子がうかがえる。

次に残留オーステナイト量と焼もどし温度の関係を Fig. 5 に示す。焼入れ状態では冷却速度の小さいほど残留オーステナイト量が増加し、冷却速度 III では約 20% に達する。またこれらの残留オーステナイトは 500°C で分解を開始し 550°C ですべて分解する。従って、500~550°C で認められる本鋼種の 2 次硬化は炭化物の析出による硬さ上昇とともに残留オーステナイトの分解による寄与が大きいと考えられる。

さらに焼もどしにともなう炭化物反応を調べた結果を Fig. 6 に示す。冷却速度 I では未溶解炭化物として VC が認められ、500°C から M_7C_3 、650°C からは M_6C 型炭化物の析出が認められる。これに対し冷却速度 III の場合、焼入れ状態で VC の他に、 M_7C_3 および $M_{23}C_6$ 型の炭化物が認められた。これらの炭化物はパーライト変態およびベイナイト変態時に析出したものと考えられ、650~700°C の焼もどしを施すと、特に $M_{23}C_6$ 型炭化物の相対強度が増大することが確認された。

従って、冷却速度 III で焼入れを行った場合、I と同等の焼もどし硬さを示さず、さらに軟化抵抗も劣化する理由は以下のように考えられる。すなわち、冷却速度 III では残留オーステナイトの分解によって 2 次硬化を示すものの、焼入れ冷却過程で炭化物が既に析出しているため炭化物形成元素が析出硬化に十分寄与しないこと、さらに焼入れ時に析出した炭化物は高温での焼もどしによって容易に凝集、粗大化するためであろう。3 通りの冷却速度で焼入れ後、620°C で焼もどしを行った

Photo. 1. Effect of cooling rate on the optical microstructures of the test steel.

Fig. 5. Effect of tempering temperature on amount of retained austenite.

時の電子顕微鏡組織を **Photo. 2** に示す。冷却速度 I では炭化物が微細、均一に分散しているのに対し、冷却速度の減少にともなって、炭化物の凝集、および粗大化が著しいことが判明した。

3.3 機械的性質

外周部の試験片を用い、I～IIIの冷却速度で冷却した後、焼もどしによって HRC40～50 の間に調質した時のシャルピー衝撃値を **Fig. 7** に示す。HRC48 以上の硬さでは冷却速度の差は認められないが、これより硬さが低い場合には冷却速度 II および III は I の $\frac{1}{2}$ まで低下する。同様にして

Fig. 6. Relative intensities of X ray diffraction of carbides.

中心部から採取した試験片によっても硬さと衝撃値の関係を求め、HRC45 における値を用いて外周と中心部の衝撃値を冷却速度で整理した結果を **Fig. 8** に示す。冷却速度に比べ、試験片採取位置の

Photo. 2. Effect of quenching cooling rate on the electron microstructures of specimens tempered at 620°C.

Fig. 7. Effect of quenching cooling rate on Charpy impact values.
(Sampling position: Surface, Longitudinal)

Fig. 8. Effect of quenching cooling rate and sampling position on Charpy impact value.

差はほとんど認められなかった。次に同様の方法によって求めた引張特性と硬さの関係、および引張特性に及ぼす冷却速度と試験片採取位置の関係を Fig. 9, 10 に示す。伸び、絞り値においても冷却速度の影響が明瞭に認められ、採取位置については特に絞り値において外周部と中心部の差が顕著であった。

従来より高張力鋼や機械構造用鋼については、焼入れ組織と靱延性の関係について多くの研究が行われており^{5)~14)}、マルテンサイトおよびベイナイト、残留オーステナイトとの混合組織について、その功罪が検討されている^{15)~20)}。しかし熱間工具

鋼の場合、これらに比べ Ms 点が低いこと、さらに複雑な炭化物反応を伴うなどの理由により詳細な検討はほとんど行われていない。本実験において焼入れ冷却速度の小さいほど二次硬化域を越えて焼もどしを施した場合に靱延性や劣化する理由は以下のように考えられる。まず、ベイナイトおよびパーライトとベイナイトに懸けて冷却した場合、焼もどし時に炭化物の粗大化、凝集が起りやすいため、これらが脆性破壊の起点になることが挙げられる。中島²¹⁾らは炭化物の大きさ、面積率

の増加によって遷移温度が上昇することを報告しており、炭化物は応力集中をもたらすクラックの発生を容易にすると考えて良からう。さらに焼もどしマルテンサイトと焼もどしベイナイトではクラックの伝播抵抗が異なり、焼もどしベイナイトの場合、脆性破壊の破面単位が大きくなるため靱

Fig. 9. Effect of hardness and cooling rate on tensile properties.
(Sampling position: Surface, Longitudinal)

延性が劣化するものと考えられる。シャルピー衝撃破面の例を **Photo. 3** に示す。冷却速度 I ではディンプルと擬劈開の混合する破面を呈するが、冷却速度 II, III ではディンプルが認められず、さらに擬劈開の破面単位も大きいことが判明した。

次に大型素材における機械的性質の試験片採取仕置および採取方向の差について検討する。引張強度, 0.2%耐力には差が認められず, シャルピー衝撃値, 伸び, 絞り にこれらの影響が認められた。鍛伸方向 (L 方向) における中心部/外周部の比, 外周部における円周方向 (T) / 鍛伸方向 (L) の比を焼入れ冷却速度で整理した結果を **Fig. 11**

Fig. 10. Effect of quenching cooling rate and sampling position on tensile properties.

Cooling rate I

Cooling rate II

Cooling rate III

Photo. 3. Scanning electron micrographs of fracture surfaces of Charpy impact specimens quenched and tempered at 620°C.

に示す。その結果、内外周の差に比べ方向性が顕著に認められ、冷却速度Ⅰでは、中心部／外周部の比が0.95～1.0であるのに対し、T方向／L方向の比は0.70～0.85であることが判明した。Rardaku²²⁾らはφ340の0.4C-5Cr-1.4Mo-1V鋼を用い、機械的性質の均質性、方向性と鍛錬比の関係を求めている。その結果、鍛錬比が4を越えると靱延性値はほぼ飽和し、鍛錬比8における中心部／外周部、およびT方向／L方向の比をそれぞれ0.9～1.0、0.6～0.75と報告しており、本実験結果もこれらの値とおおむね一致した。さらに焼入れ冷却速度の小さいほど均質性、方向性とも劣化する傾向が認められた。

Fig. 11. Effect of cooling rate on directionality and uniformity of mechanical properties.

3.4 耐ヒートチェック性

外周部から採取した試験片を用い、HRC45±1に調質した後、最高加熱温度を600°Cと700°Cの2通りに選んでヒートチェック試験を行った結果をFig. 12に示す。加熱温度の上昇にともなってクラック数は減少し、最大クラック深さ、および平均クラック深さは深くなる。冷却速度の影響を見ると冷却速度ⅢはⅠに比べクラック深さが深くなり、特に最大クラック深さが深くなることが判明した。一般に金型のクラックは製品に転写したり、

Fig. 12. Effect of quenching cooling rate on heat-check properties.

Cooling rate I

Cooling rate III

Photo. 4. Cross sectional views of heat checks (20°C $\xrightarrow{1000 \text{ cycles}}$ 600°C).

大割れの起点になることを考えれば、最大クラック深さをもって耐ヒートチェック性を評価するのが妥当であり、従って冷却速度の減少にともなう耐ヒートチェック性は劣化すると判断して良からう。ヒートチェック試験片の断面観察結果を **Photo. 4** に示す。

次にこれらの実験結果を考察するため、まずヒートチェックの発生機構から考えてみたい。金型表面が高温にさらされる場合、局所的な膨張が心部によって拘束されるため圧縮応力が生ずる。表面温度の上昇にともなう圧縮応力は増加し、降伏点を越えると圧縮塑性歪が生ずるであろう。さらに冷却過程ではこの塑性歪に相当する引張応力が発生する。これが加熱・冷却の1サイクルに生ずる現象であり、実際にはこれが繰返されるため次第に靱延性が低下し、クラック発生に至り、さらにこのクラックが進展、成長していわゆるヒートチェックの亀甲模様が形成される^{23)~25)}。従って耐ヒートチェック性を向上させるためには、表面温度が上昇しないよう熱伝導率の大きいこと、圧縮塑性歪を小さくするため熱膨張係数、弾性係数が小さく、高温耐力の高いことが必要であり^{26~28)}さらに常温での靱延性が高いことが好ましい。これらの見地から冷却速度の影響を検討すると、冷却速度の小さい場合、軟化抵抗が劣化し常温および高温強度が低下するため圧縮塑性歪が大きくなると考えられる。これは HRC42~48 の間においては、硬さの低いほど耐ヒートチェック性が劣化する²⁹⁾³⁰⁾ことから裏付けられるであろう。さらに冷却速度の減少にもとまってシャルピー衝撃値、伸び、絞り低下するため、等しい熱衝撃すなわち加熱・冷却サイクルを受けてもクラックが進展しやすくなり、ヒートチェックが深くなると考えられる。

4. 結 言

熱間工具鋼, SKD 61 の大型素材を用い、熱間成形甲金型として必要とされる種々の特性について焼入れ冷却速度の影響を検討した。その結果、焼入れ時にベイナイトおよびパーライト、ベイナイトに懸けて冷却した場合、焼もどし硬さ、軟化抵抗が低下し、さらに実用硬さ HRC45 付近に調質した時の靱延性および耐ヒートチェック性も劣化することが判明した。これはベイナイトあるいは

パーライト+ベイナイト変態域で析出した炭化物が焼もどし時に凝集、粗大化しやすく、軟化抵抗を劣化させるとともに脆性破壊の起点になるためと推察される。

さらに大型素材の均質性、方向性についても検討した結果、本実験で用いた $\phi 340$ の素材では、靱延性に内外周の差は認められず、円周方向の値は鍛造方向の70~85%であることが判明した。

(文 献)

- 1) K. Bungardt, O. Mulders, R. Meyer-Rhotert: *Archiv. Eisenhüttenw.* **37** (1966), 381
- 2) 並木, 西尾, 上原: *鉄と鋼*, **64** (1978) 11, S 931
- 3) 上原, 並木: *鉄と鋼*, **65** (1979) 4, S 269
- 4) 伊藤, 常陸: *電気製鋼*, **50** (1979) 3, 181
- 5) D. P. Edwards: *JISI*, **207** (1969), 1494
- 6) Y. H. Liu: *Trans. of ASM*, **62** (1969), 55
- 7) D. H. Hung, G. Thomas: *Met. Trans*, **2** (1971), 1587
- 8) K. J. Irving, F. B. Pickering: *JISI*, **201** (1963), 518
- 9) 鎌田, 腰塚, 船越: *鉄と鋼*, **60** (1974), 372
- 10) 鎌田, 腰塚, 船越: *鉄と鋼*, **60** (1974), 1483
- 11) 鎌田, 腰塚, 船越: *鉄と鋼*, **61** (1975), 2839
- 12) 荒木, 辛, 佐川: *鉄と鋼*, **61** (1975), 972
- 13) 邦武, 寺崎, 大森: *鉄と鋼*, **58** (1972), 1877
- 14) 大谷, 寺崎, 邦武: *鉄と鋼*, **58** (1972), 434
- 15) Y. Ohmori, H. Ohtani, T. Kunitake: *Metal Science*, **8** (1974), 357
- 16) 富田, 宮本, 岡林: *鉄と鋼*, **64** (1978), 759
- 17) 富田, 中村, 岡林: *鉄と鋼*, **66** (1980), 523
- 18) 岡林, 富田, 黒木: *鉄と鋼*, **62** (1976), 991
- 19) D. Webster: *Trans. of ASM*, **61** (1968), 816
- 20) G. Thomas: *Met. Trans*, **9 A** (1978), 439
- 21) 中島, 荒木: *鉄と鋼*, **61** (1975), 3119
- 22) A. Randaku, A. Stanz, W. Webster: *Stahl u. Eise*, **92** (1972), 981
- 23) L. Northcott, H. G. Baron: *JISI*, **184** (1956) 12, 385
- 24) L. Kindbom: *Arch. Eisenhüttenw.*, **35** (1964), 773
- 25) S. Malm, L. A. Nostrom: *Metal Science*, **13**

- (1979), 544
- 26) K. S. Sabharwal, R. V. Wolf: 6th SDCE International die casting congress, (1970), Paper No. 71
- 27) K. Bungarot, H. Preisendanz, O. Mulders: Archiv. Eisenhüttenw, 32 (1961), 561
- 28) K. Mehta: Tyssen Edelst. Tech. Ber., 4 (1978) 1, 29
- 29) A. Kasak, G. Steven: 6th SDCE International die casting congress, (1970), Paper No. 112
- 30) 上原, 並木: 鉄と鋼, 67 (1981), S 581

—— 海外情報 ——

疲労強度が重要となる構造用部品に使用される中炭素マイクロアロイング鋼

by Claus Razim; Metal Prog., 119 (1981) 6, 50~55

鋼の機械的性質を向上させるために焼入れ, 焼もどしすることは以前から行われているが, 少量の元素を添加して鋼の強度を上げることも可能である。ここではC, Nを調整し, Vを添加したマイクロアロイング鋼 49MnVS3 (C 0.47, Si 0.34, Mn 0.77, P 0.023, S 0.053, Cr 0.13, V 0.12, N 0.0078) の自動車のクランクシャフトへの適用を検討した。本マイクロアロイング鋼の疲労強度は, 熱処理を施さなくても焼入れ, 焼もどししたSAE1046 (C 0.47, Mn 0.85, P ≤ 0.040, S ≤ 0.050) より大きい。また550°C, 600°Cで焼もどし, その後水焼入れすれば疲労強度はさらに改善される。49MnVS3の組織はSAE1046の焼ならし組織と比べてとくに違いはない。乗用車のジーゼルエンジンのクランクシャフトに限定して, 焼入れ, 焼もどしを施したSAE1046と比較した。49MnVS3

クランクシャフトの疲労強度の方がやや低かったが, 実用的な見地からSAE1046の代替は可能である。

つぎに, さらに焼入性の良い37Cr4 (C 0.38, Si 0.28, Mn 0.75, Cr 1.05) と比較した。クランクシャフトとしての49MnVS3の引張強さはほぼ同じであるが, 靱性はかなり低く, 調質鋼とマイクロアロイング鋼の互換性の限界を示しているのかもしれない。マイクロアロイング鋼の利点をあげると, クランクシャフト1個当りのコストがかなり低くなる。切削加工中の変形抵抗が高いため, 切削加工後の矯正加工が不要となる。

熱処理が省略でき, 大きなエネルギーの節減となる。被削性はSを約0.02%添加することにより向上する。唯一の欠点は比較的靱性が低いことである。(図8, 表1)