技術資料

UDC 669.14.018.258

析出硬化型熱間工具鋼(3Ni-3Mo鋼)の製造性について

小畑 英一*, 伊藤 一夫*, 加藤 毅*

On the Manufacture and Properties of a Precipitation Hardening (3Ni-3Mo) Hot Work Die Steel

Eiichi Obata, Kazuo Itoh and Tsuyoshi Katoh

Synopsis

Precipitation hardening hot work die steel contains low percent of carbon (about 0.2%) and strong secondary hardening element such as molybdenum. In case of usual hot work die steels, a die is machined from a steel in annealed condition and heat-treatment is carried out after machining. So, distortion due to heat-treatment is unavoidable. On the other hand, there is no distortion problem with precipitation hardening hot work die steel, because it is possible to be machined after heat-treatment (quenched and pre-tempered at about 400°C). Moreover, die life is prolonged because die surface shows secondary hardening during hot working. Precipitation hardening hot work die steel has marked advantages such as mentioned above, so it is expected to use for press forging dies. In this paper, manufacture and properties of 0.2C-3Ni-3Mo precipitation hardening hot work die steel are explained.

1. 緒 言

精密型打ち鍛造に使用される現用鋼種は SKD 61 および SKD62 が代表的である。しかし自動車産業を中心とした多量生産方式の急速な発展、騒音防止対策としてのハンマー→プレスへの移行にともない、精密プレスの導入がさかんになり、さらには省力、省エネルギーのさげられる昨今、ユーザーでの熱処理のいらない、変形の少ない析出硬化型鋼^{1), 2)} のメリットがあらためて見直され、かなり使用されつつある。3 Ni-3 Mo 鋼は析出硬

化型鋼としてはもっとも基本的な鋼種^{3)~6)}で、その基礎研究は特殊鋼各社で十分なされているが、ここでは通常の型用鋼に比較して製造上特に熱処理で留意しなくてはならない事項について実験した結果を中心に述べる。

2. 3 Ni-3 Mo 鋼の基礎特性

本鋼の製造性についての実験結果を述べる前に、予備知識として本鋼の特徴とも言うべき基礎特性について簡単に述べたい。

2. 1 ベイナイト鋼であること

Fig. 1 の S 曲線⁷⁾からわかるように、本鋼は典型的なベイナイト鋼であって、実用材の熱処理ではベイナイト変態にぶつかるとは避けられない。

昭和53年9月3日 受付

*大同特殊鋼㈱研究開発本部中央研究所、渋川研究部

Fig. 1. Isothermal transformation diagram

Fig. 2. Effect of quenching cooling rate on the tempering hardness.

2. 2 焼もどしは析出硬化の手前でやること

Fig. 2 は焼もどし硬さにおよぼす焼入冷却速度の影響で、冷却速度の早い水冷では低炭素マルテンサイトとなり Hrc48 と高値を示す。熱浴焼入れ (Hot Q)、衝風焼入れ、油焼入れの場合は、この実験が小試片のため冷却速度に大差なく、あまり硬さの差がないが、空冷の場合 Hrc40 と最も硬さが低い。小試片の場合は空冷で良いが、200φ以上の太物の場合空冷では Hrc35~38 しか得られない。この点については後で再検討する。焼もどし硬さは500°Cまでは大きな変化がなく、500°C以上になると二次析出がおき、1 hr 焼もどしでは580~600°Cで最高硬さが得られる。一般に

Fig. 3. Charpy impact values at elevated temperatures.

Fig. 4. Effect of heat treatment on dimensional change.

本鋼では二次硬化のはじまる手前でしかもなるべく高温で焼もどした状態でメーカーから出荷され、ユーザーではそのまま型彫加工して実用に供するのが通常である。したがって被削性、耐久性などから考えて、Hrc38~42 程度の硬さが要求されるとみて差支えない。使用に際しては型の表層のみが昇温して析出硬化するため、内部は韌性に富んだままの状態に保たれる。

2. 3 型の予熱は最近200°Cなること

Fig. 3 は材質的に最ももらい状態に試験片を調整したのち、高温の衝撃試験をしたもので、150°C 付近に衝撃遷移温度が認められる。したがって使用前の金型予熱は200°C程度に十分加熱することが望ましい。高温の500~600°Cにかけての低下は、この温度域で炭化物析出が進行しているためと思われる。切欠き形状の影響は大で、Vノッチ衝撃値はUノッチの約1/2である。

2. 4 変寸、変形の少ないこと

Fig. 4 は焼入れ後300°Cで仮焼もどした状態を

基準とした熱処理変寸率の焼もどしによる推移で、いずれの焼入れ条件でも+0.02%程度であり、金型材として問題のない値と考える。特に5Cr系と異っている点は、二次析出温度区間の変寸率の膨脹傾向が極めて少ない点⁸⁾である。

2. 5 析出硬化の原因は Mo_2C であること

Fig. 5 は抽出残渣のX線回折図形である。抽出はポテンシオスタットを用い、定電位電解法で行った。(a)の焼入れ時の炭化物は M_6C と M_3C であり、 M_3C は焼入れの冷却過程で晶出したものと思われる。(b)の焼もどし後の図形には M_6C と M_2C (Mo_2C) が認められ、 M_3C は消失している。し

たがって二次析出の原因は M_2C による硬化であることは明瞭である。なお焼もどしに伴う組織および炭化物挙動については、西村の研究⁹⁾に詳述されているので参考にされたい。

3. 3Ni-3Mo 鋼の製造性について

3Ni-3Mo 鋼の大型材においては熱処理硬さ調整のむづかしさ、置き割れや放電加工割れを起すことがあり、また使用後の割れが深い場合があるが、これらの原因が素材の製造工程に問題があるのか、あるいは3Ni-3Mo鋼特有の性質であるのかを明確にするため、溶解法を含めて再検討し

Fig. 5. X-ray diffraction pattern for extracted residues from 3Ni-3Mo steel.

Fig. 6. Sample making process.

Table 1. Chemical composition of steels.

(Check analysis %)

Charge No.	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
Z3430	0.19	0.24	0.35	0.016	0.015	0.13	2.96	0.14	3.10
Z3435Z*	0.23	0.33	0.55	0.016	0.009	0.11	2.88	0.19	3.09

*Z: ESR

Fig. 7. Effect of tempering temperature on hardness.

た。

3. 1 実験供試材と製造工程

Fig. 6 は供試材の製造工程で、2 t AF により 2.1 t 鋼塊および ESR 用ボールを溶製し、ESR を行ったのちそれぞれの寸法に鍛造した。なお比較材としての ESR 材は、熱間工具鋼における ESR の効果を確認するため実験に含めた。Table 1 は供試材の化学組成である。

3. 2 鍛錬比と機械的性質

1) 熱処理かたさと残留オーステナイト

Fig. 7 は焼入焼もどしかたさ曲線である。焼入は 1025 $^\circ\text{C}$ 空気焼入で行った。ESR 材の硬さが若干高いのは炭素量の差と考えられる。Fig. 8 は 1025 $^\circ\text{C}$ で衝風焼入した材料の断面硬さ分布を示したもので、250 ϕ の中心硬さが HRC38 であり、

Fig. 8. Hardness of section of the specimens after hardening.

太物材でも衝風冷却すれば問題ないことが確認された。

Table 2 は X 線による残留オーステナイトの定量結果で、Fig. 9 はその熱処理条件である。T 2

Table 2. Retained austenite measured by X-ray diffraction method.

Position \ Size	250 ^D × 750 ℓ	200 ^D × 600 ℓ	150 ^D × 450 ℓ	100 ^D × 300 ℓ
1/2 ^D	4.0	3.6	—	—
1/4 ^D	6.3	4.4	5.3	4.1
1/8 ^D	8.4	—	—	—

Fig. 9. Heat treatment conditions of large size steels.

Fig. 10. Effect of forging ratio and melting process on Charpy impact value.

後の250 ϕ の $\frac{1}{8}$ ^Dの位置では8.4%と多量のオーステナイトが残留しているが $\frac{1}{2}$ ^Dでは4%となり、中心の方が少ない傾向を示している。なお小試片による焼入時の残留オーステナイト量は13%で、これが完全に分解する温度は575°C付近である。

いずれにしても4～9%程度の残留オーステナイトを含んだ状態で客先に納入されるので、不安定状態といえよう。オーステナイトの分解量は温度依存性があり、500°C以上の焼もどしを行えば除

去できるが、二次硬化をおこし、被削性を著しく劣化させるので好ましくない。

2) 衝撃試験

Fig. 10 は溶解法および鍛錬比と衝撃値の関係を示している。ESR材中には太物材を熱処理後、試片を切り出したものも併記している。本鋼の場合質量効果による衝撃値の低下は少ない。通常20 ϕ 鍛伸材と200 ϕ 材の衝撃値を比較すると、太物材は細物材のおよそ $\frac{1}{2}$ の値となる¹⁰⁾が、本鋼の場合は同等である。鍛錬比の影響はF.R.1.7の場合は強度的異方性が小さく、鍛錬比を増すと異方性が明確になってくる。したがって金型として使用する場合、一方向における大きな鍛錬比は必要でなく、F.R.5前後であればよいと考えられる。これ以上の鍛錬比は一方向は強くなるがその直角方向は弱くなり、また熱処理変変における異方性の原因となるため好ましくない¹¹⁾。溶解法の影響についてはESR材の方がAF材に比べて異方性が若干少ない。

3) 引張試験

Fig. 11 に機械試験の結果を示す。

引張強さおよび耐力については、溶解法、鍛錬比、採取方向の差は認められないが、伸び、絞り は溶解法により異方性を示し、ESR材はその差が小さい。鍛錬比による靱性の向上は明確には認められない。

4) 熱間硬さ

Fig. 12 は前処理による焼もどし抵抗性の違いを調べたもので、仮焼もどし状態のものが焼もどし抵抗性が最も高く、過時効したものは低い。したがって熱間硬さは前処理温度と時間の関数的傾向にある¹²⁾。

5) 熱処理残留応力

Fig. 13 は熱処理残留応力測定結果である。焼入れまが最も大きい引張残留応力を示し、焼もど

しが進むにつれて応力は開放されて行く。途中450~550°Cに変曲点が認められるが、これは炭化物の二次析出と関連があると考えられる。また、空冷材は油冷材に比べて残留応力が小さい。

Fig. 14 は寸法効果の影響を測定したもので、図

Fig. 11. Relation between forging ratio and mechanical properties.

Fig. 12. Effect of pre-heat treatment on hot hardness.

中に示した熱処理条件は Fig. 9 に明細を記している。図(a)は焼入れままの状態で測定した結果で、細物材は引張残留応力、太物材は圧縮応力であって、いわゆる変態応力型であることを示している¹³⁾。

図(b)は(T1),(T2)実施後の結果である。図中

Fig. 13. Relation between tempering temperature and residual stress.

Fig. 14. Relation between size of the specimens and residual stress.

黒ぬり印で示すものは3ヶ月後に再測定を行った値で、応力の変化は認められない。T1, T2後 200φの場合、表面残留応力がほぼゼロに近い値を示している。

3. 3 小 括

Fig. 15 は焼もどし温度と諸特性の関係を定性的に示したもので、これまで調査した結果のまとめである。

析出硬化型鋼に要求される金型の加工性および熱処理安定性を満す製造工程は、強靱性および残留応力、残留オーステナイト量の相関性に加え、被削性を考慮する必要がある、これらを満す条件としては、焼入れ後斜線で示す温度範囲で焼もどしを行う必要があり、温度管理を徹底し、二次析出による靱性および被削性の低下をまねかぬ様に注意せねばならない。

Fig. 15. Relation between tempering temperature and various properties.

3Ni-3Mo 鋼の製造性を中心に実験した結果を要約すればつぎのとおりである。

1) 製造上の問題として置き割れおよび放電加工割れがあるが、つぎの標準で対処できる。

ア) 溶解：AF脱ガスとする。

イ) 鍛錬比：必要以上の鍛錬比はESRを行っても異方性を生じるので、型鋼の場合F.R.6で十分である。

ウ) 熱処理：焼入れ時の残留応力および残留オーステナイト量を少なくし、しかも金型の初期摩耗をふせぎ靱性を満足する熱処理条件はつぎのとおりである。

焼入れ：1000～1050°C 空冷または衝風冷却

焼もどし：400～500°C 空冷

2) 熱処理後における残留オーステナイト量および残留応力には質量効果があり、本鋼の特性上これを完全に除去した安定状態とすることは非常にむづかしい。

3) 3Ni-3Mo 鋼の焼入性は良好で、250φ程度なら表層と中心の硬さ勾配は認められない。

4) 析出硬化型熱間工具鋼におけるESRの効果を経験的に評価すると、特にESRの必要性は認められない。

4. 3Ni-3Mo 鋼の放電加工性

近年放電加工機の性能が飛躍的に向上し、金型加工法も放電加工に移行しつつある。Table 3 は熱間鍛造型彫1セット当り工数の推移を示すもので、自動車メーカーでは一部の金型は放電加工のみで型彫を行う傾向が見受けられる。析出硬化型鋼は熱処理残留応力残り易く、放電加工による加工中の型割れ防止を考慮する必要がある、金型加工性の点から製造上特に熱処理で一般の型用鋼に比較して留意しなければならない事項を把握するため、放電加工変質層について調査を行った。

4. 1 放電加工条件

Table 4 は放電加工条件を示すもので、試験材の熱処理は標準工程の低温焼もどし材のほかに、プレハードン鋼では放電加工割れがないことから、材質によるものか熱処理条件によるものかを調べるため、過時効状態のものも加えた。また溶解法の影響を見るため、AF材の外にESR材も加えた。加工速度は使用機械の最高加工速度

Table 3. The changes of working time per one set of hot forging die machining.

Year	No.	Sinking method	Working time	Total(hr)	Ratio(%)
1955	1	Manual operation (A) →Finishing (B1)	A B1 90hr 88hr	178	100
1962	2	Profile modeling (C1) →Finishing (B2)	C1 B2 30hr 40hr	70	39
1967	3	C1→EDM (D1) →(B3)	C1 D1 B3 30hr 6hr 23hr	59	33
1969	4	Profile modeling (rough)(C2) →EDM (D2)→B3	C2 D2 B3 16hr 10hr 23hr	49	26
1975	5	EDM (D3) →B3	D3 B3 16hr 23hr	39	22
1976 hence	6	EDM (D4)	D4 20hr	20	11

• Nissan Motor Co.,Ltd. Technical data No.16

Table 4. Condition of the electrical discharge machining(EDM).

Prior treatment condition	Size	Heat treatment	
	170 ^H × 160 ^W × 350 ^L	(H)1030°C (T2)500°C	(T1)400°C (T3)620°C
Sample No.	A	B	C
Heat treatment	ESR.H-T1-T2	AF.H-T1*T2	AF.H-T1-T2-T3
Hardness (HRC)	38	38	38
Rate of EDM(g/min)	2.0	0.64	0.81
Surface roughness(μ)	130~150	30~40	30~40
Consumption ratio(%)	1	1	1
Instrument	JAPAX QC120AS and QC 3		
Electrode	Graphite		
Shape of electrode	52 ^H × 89 ^W × 217 ^L		

(2.0g/min) と通常加工速度 0.6g/min および 0.81g/min の3水準とし、電極はグラファイトを使用した。但し今回の加工速度は最近の世間一般の加工速度に比較するとかなり遅いので、その点を配慮する必要がある。

4. 2 放電加工層の性質

1) 硬さおよび組織

Photo. 1 に断面組織写真を示す。Fig. 16 (a) は放電加工層の硬さ分布測定結果である。これを見

ると加工速度により加工変質層の厚さが異なることを示している。硬さ分布の測定および組織観察から加工変質層の最表層は、再凝固層、つぎが再焼入層、焼もどし軟化層、基地の順となる。写真で白色に見られる再凝固層は細かく亀裂が入っており、再焼入層まで達している。深さは5~50μで1mm 当り3~5ヶ所発生している。一般に放電加工後は表面溶融再凝固層には最大約 90kg/mm² の引張残留応力が生じており¹⁴⁾、これを軽減

Photo. 1. Effect of electrical discharge rate on the section microstructure at the surface layer.

除去するためにも、必ず再焼もどしを行って再焼入層の組織安定化を計らねばならないとされ、さらに応力集中部はラッピング、やすりがけなどで、変質層を除去することが望ましいと言われているが、現場ではかなりむづかしい作業である。

Fig. 16(b)は放電加工層の再加熱による硬さ変化を示したもので、200～500℃と焼もどし温度を高めると表層硬さは順次高くなり、500℃では

Fig. 16. (a) Effect of electrical discharge rate on the hardness distribution at surface layer. (b) Change of the hardness distribution by retempering.

* Electrical Discharge Machining

HmV 1000を越える硬さを示す。600℃の場合は表層硬さは低下傾向を示すが、基地の方が二次硬化を示し、500℃以上の温度での焼もどしは好ましくないことを示している。

2) 放電加工層の残留オーステナイト

Fig. 17 は放電加工面の残留オーステナイト量と焼もどし温度の関係を示した。放電加工までは約70%の残留オーステナイトが存在し、焼もどしを行うと600℃ではほぼなくなる。500℃焼もどしでは35%が残留し、使用前にこれらを完全除去することは、基地の靱性との関連があり困難である。

Photo. 2 は放電加工層の加熱によるオーステナイト分解過程を光学顕微鏡で観察したものである。放電加工層は加熱温度が高くなるに従って、多量の炭化物を析出させながらやがて凝集して行く過程が明確にわかる。このことから多量のオーステナイトが残存する原因としては、急速溶解お

Fig. 17. Effect of tempering temperature on the retained austenite at electrical discharge machining surface.

(a) 550°C × 1 hr AC

(b) 600°C × 1 hr AC

(c) 650°C × 1 hr AC

(d) 700°C × 1 hr AC

(e) 800°C × 1 hr AC

Magnification × 400
Etchant : 2% Nital

Photo. 2. Effects of reheating temperature on the microstructure at the electrical discharge machining surfaces layer.

よび冷却に加え電極および加工液からの浸炭が考えられる。

3) 放電加工面の耐摩耗性

Fig. 18 は放電加工面の耐摩耗性を大越式摩耗試験方法で測定したものであり、放電加工層は耐摩耗性にすぐれていることが判明した。

4. 3 小 括

放電加工性に及ぼす熱処理の影響および加工変

質層について調査を行い、つぎの点を明らかにした。

1) 3Ni-3Mo 鋼の標準熱処理および過時効の状態でも今回の実験の範囲では型割れは発生せず、熱処理および溶解法の影響は認められなかった。

2) 放電加工層は再凝固層、再焼入層、焼もどし軟化層からなり、残留オーステナイトを60~70%含み、これは500°C以上の高温焼もどしを実施し

Fig. 18. Wear resistance of discharge machining surface.

ないと分解しない。

3) グラファイト電極を使用した場合の加工変質層は浸炭が進行し、耐摩耗性および焼もどし抵抗性に富んだ層となる。

4) 放電加工速度により加工変質層の厚さは変動し、速度が早いと変質層の厚さは大となり、再焼入層に見受けられるミクロクラックの数および深さが増す傾向にある。

5) 再焼入層のミクロクラックの生成は加工条件により軽減可能であり、基地の残留応力を少なくしておけば、型割れへの拡大進行は防げると考えられる。

6) 変質層の除去はむづかしいが、焼もどしを行ってもその効果は小さい。したがって除去するよりむしろ適当に残して、型寿命延長に利用することが望ましい。

5. 結 言

以上、最近見直されている析出硬化型熱間工具鋼について、最も基本的な3Ni-3Mo鋼の製造

性を中心に、諸特性、放電加工性などにつき実験した結果を要約するとつぎの如くである。

- 1) 3Ni-3Mo 鋼の溶製はA F脱ガスで十分である。
- 2) 型鋼としての鍛錬比は6で十分である。これ以上では異方性を生じ適当でない。
- 3) 型鋼として適正な熱処理は焼入れ：1000～1050℃空冷または衝風冷却、焼もどし：400～500℃空冷である。
- 4) 焼入性は良好で 250φ 程度なら表層と中心の硬度勾配は認められない。
- 5) 放電加工条件をえらべば変質層の厚さ、再焼入層のミクロクラックを軽減できる。
- 6) 加工変質層の除去はむづかしいが、耐摩耗性に富むため、むしろ適当に残すと型寿命延長に期待できる。

(文 献)

- 1) 望月：特殊鋼，22 (1973) 1, 48
- 2) 奥野：特殊鋼，23 (1974) 3, 44
- 3) R.B. Corbett et al. : (1954), Tr. ASM, 1599
- 4) U.S. Patent No. 2,707,680 Alloy of Iron, Nickel and Molybdenum, Patented May 3, 1955
- 5) Alloy Digest, Heppenstall Gr. 5M21 Filing Code TS-187
- 6) 中村，浦野：日立評論，49 (1967) 4, 53
- 7) 日本鉄鋼協会：鋼の熱処理，(1969)，482 丸善
- 8) P. Payson: The Metallurgy of Tool Steel (1962) John Wiley & Son.
- 9) 西村：日特技報，7 (1971)，43
- 10) 伊藤，加藤：大同特殊鋼，社内研究報告書 No.1286 (昭52)
- 11) 伊藤，他：電気製鋼，45 (1974) 1, 13
- 12) 石川：特殊製鋼社内報，No.4706
- 13) 日本熱処理技術協会：残留応力 (昭38) 共立出版社
- 14) 吉田，秦：特殊鋼，24 (1975) 5, 65