

## 論説



## Paper

# 冷間ダイス鋼の熱処理変寸の異方性に及ぼす晶出炭化物の影響

清水崇行\*<sup>1</sup>, 井上幸一郎\*<sup>2</sup>

## Influence of Coarse Carbide Volume on Anisotropy of Dimensional Change at Heat Treatment of Cold Work Die Steels

Takayuki Shimizu and Koichiro Inoue

### Synopsis

The influence of coarse carbide volume on anisotropy of dimensional change at heat treatment of cold working die steels has been investigated. The influence of carbide shape on anisotropy has been estimated by FEM analysis using very simplified models that contained carbide. Dimensional change increases with increasing carbon content of martensite. Anisotropy isn't affected by carbon content and phase transformation in this experiment. On the other hand, volume of large primary carbides affects anisotropy; a parallel direction in forging direction is longer than vertical direction. By FEM analysis, Anisotropy is generated including the carbide. The length of test piece increases with increasing aspect ratio of carbide. The result of anisotropy by FEM analysis at a large aspect ratio is same as the experiment result.

### 1. はじめに

一般的に、金型作製過程では、粗加工後、高硬度化するために焼入・焼戻しの熱処理をすることが必要である。この熱処理過程では、加熱・冷却過程で金型の表層・中心部の温度差による熱応力やマルテンサイト変態時期の差などを起因として熱処理歪み、すなわち、変寸・変形が発生する。この変寸・変形は、鋼種や金型形状によって大小があるものの必ず発生する。そのため、最終金型寸法となるように、熱処理後に切削や研削などの加工をしているのが実情である。以前よりシミュレーション技術を使って、高い精度で熱処理後の金型形状を予測する検討が行われてきている。現在では、シミュレーションにかかる時間や金型形状が一品ずつ異なるといった事情により適用事例はまだ少ないものの、着実に増えつつある。

金型素材としては、さまざまな工具鋼が使用され、主要な鋼種については、単純サンプル形状での熱処理変寸

データを含めて基礎特性が数多く調べられている<sup>2)</sup>。その中で、冷間ダイス鋼 JIS SKD11 や、高速度工具鋼 JIS SKH51 など晶出炭化物を多く含む材料では、非等方的な変寸挙動が顕著に認められる傾向にある。これは材料の鍛造・圧延方向とこれに直角な方向で変寸率（変寸量）が異なる現象であり、変寸異方性と呼ばれる。変寸異方性を持つ材料を使用する場合、実際に金型を製造する上で、材料の採取方向に注意が必要になるだけでなく、今後発展するシミュレーションにおいても精度の観点で考慮が必要な事象である。

熱処理変寸の異方性については、下記のことが調べられている。稲垣ら<sup>3)</sup>は、制御圧延鋼 Fe-0.1 %C-(1.0 ~ 2.6 %)Mn-0.03 %Nb-0.07 %V において、圧延温度によりオーステナイトの集合組織の方位が決定されること、および、冷却してフェライト、再加熱してオーステナイトに変態させても圧延によって生じた集合組織の方位が強く残存することを報告している。この報告は直接的に異方性を示す実験結果ではないものの、特定方向への集合組織の

2007 年 9 月 24 日受付

\* 1 大同特殊鋼(株)研究開発本部 (Daido Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

\* 2 大同特殊鋼(株)研究開発本部, 工博 (Dr., Eng., Daido Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

配向が変寸異方性を発生させる一要因として考えることができる。冷間ダイス鋼や高速度工具鋼などでは、このような組織の観点で異方性との関係を報告した事例はまだ無い。また、これらの工具鋼は焼入れ状態で、残留オーステナイトが体積率で数十%含まれており、組織の影響をより複雑化していることも考えられる。

一方、炭化物による変寸異方性への影響については、先に述べたように不確かではあるが実験事実が認められつつも、その機構については調べられていないのが現状である。炭化物が熱処理変寸の大きさにおよぼす影響については、柳澤ら<sup>9)</sup>は、さまざまな工具鋼に予歪みを与えた後、焼なましを実施し、焼なまし後の変寸を調査した。材料中に含まれる炭化物種類が、焼なまし温度以下で安定な場合と固溶および再配列を起こす場合の2種類に大別され、安定な場合は試験片の長さ方向が収縮し、固溶および再配列の場合は長さ方向が膨張すると報告している。この報告により炭化物の存在が熱処理変寸に影響を及ぼすことが明確であるが、実験が焼なましという低温で行われたため、焼入れのように相変態を伴う熱処理でどのような影響があるかは確認されていない。以上のように、晶出炭化物を多く含む冷間ダイス鋼などで組織や晶出炭化物による変寸異方性への影響について、その機構はほとんど調査されていない。

そこで、等方的な熱処理変寸をもつ冷間ダイス鋼の成分を検討することを目的に、炭素とクロム含有量を変化させ、焼入れ状態での変寸を測定し、組織および特に晶出炭化物量による変寸異方性への影響について調査した。また、非常に単純化したモデルの熱処理シミュレーションによるFEM解析を実施し、晶出炭化物有無および形状による変寸異方性への影響について検討を行った。

## 2. 供試材および実験方法

### 2. 1 供試材

供試材の組成をTable 1に示す。8 mass%Cr系冷間ダイス鋼である1.0C-0.9Si-0.4Mn-8.0Cr-2.0Mo-0.3V: D3鋼を基本鋼種とし、C, Cr含有量を変化させた。各供試材の組成は平衡状態図作成ソフトThermo-Calcを用いて決定した。Fig.1に1303 Kの計算平衡状態図上での各供試材の組成位置を示した。供試材A1~E1はThermo-Calcにより1303 Kの平衡状態でオーステナイト単相となるようにCとCr含有量を変化させた。供試材D2~D4は、1303 Kでのオーステナイト組成がD1とほぼ同一: 0.62C-0.9Si-0.4Mn-5.6Cr-1.9Mo-0.14Vとなり、1303 Kで未固溶となる炭化物( $M_7C_3$ )の重量割合をそれぞれ、2.1, 5.2, 10.7 mass%となるようにC, Cr含有量を調整した。晶出炭化物量は、この $M_7C_3$ の量を目安とした。なお、1303

Kでのオーステナイト成分を揃えるため、供試材D2~D4のMo, V含有量はD1よりも若干増加させ調整した。

供試材は真空高周波溶解炉で溶解し、150 kg鋼塊に造塊した。供試材A1~E1, および、D2は、1473 K, 36 ksでの均質化処理、供試材D3, D4は、1403 K, 36 ksでの均質化処理を行った後、60 mm角に熱間鍛造した。供試材の晶出炭化物量をThermo-Calcにより計算した1303 Kにできる限り近づけるため、1303 K, 3.6 ksで焼ならしを行った。その後、973 Kの低温焼なましを行い、球状化焼なましを1273 K, 11.8 ks保持した後、 $4.2 \times 10^{-3}$  K/sの徐冷を973 Kまで行い、以後は空冷で冷却を行った。球状化焼なまし後のすべての供試材は、硬さが25 HRC以下であり、完全に焼なまされていることを確認した。供試材の炭化物量を定量化しておくため、光学顕微鏡による組織観察を行った。組織観察後、市販の画像解析ソフトMacSCOPEを用いて炭化物の面積率と円相当直径を測定した。光学顕微鏡で確認できる炭化物の大きさは、直径0.1  $\mu\text{m}$ から数十 $\mu\text{m}$ まで幅広い。そこで、円相当直径で2  $\mu\text{m}$ 以上の大きな炭化物を対象として、炭化物の面積率は光学顕微鏡の400倍20視野の平均値として定量化した。各供試材の炭化物は、10%アセチルアセトン-1%テトラアンモニウムクロライド-メタノール溶液を

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

Steel	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
A1	0.30	0.90	0.40	10.52	1.89	0.14
B1	0.41	0.90	0.40	8.19	1.91	0.14
C1	0.49	0.90	0.40	6.91	1.91	0.15
D1	0.62	0.90	0.40	5.60	1.90	0.14
E1	0.90	0.90	0.40	3.48	1.89	0.14
D2	0.76	0.90	0.41	6.42	2.01	0.21
D3	1.02	0.86	0.40	7.68	2.14	0.30
D4	1.45	0.81	0.40	9.78	2.44	0.52

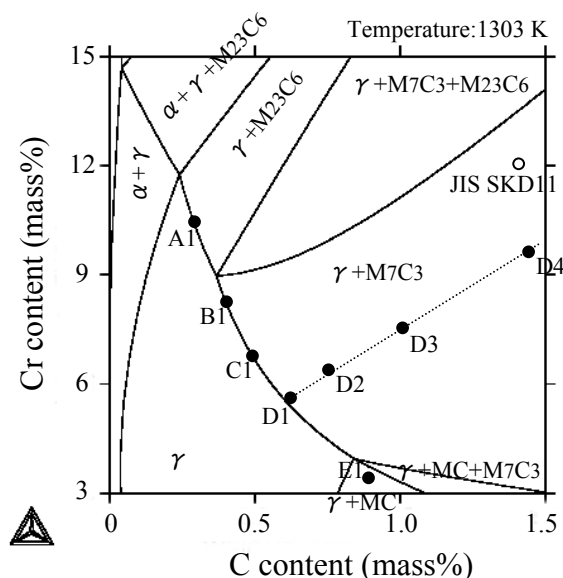


Fig.1. Concept of specimen selection.

用いて、電流密度 25 mA/mm<sup>2</sup> で電解抽出した。この残渣を純水中に分散させ、レーザー散乱型粒度分布測定装置（測定範囲：粒径 0.1 ～ 10 μm）を用いて粒度分布を測定した。

## 2. 2 試験方法

焼入れ状態での変寸率を測定するため、球状化焼なましの供試材から直径 10 mm 長さ 50 mm の試験片を作製した。Fig.2 に示すように、試験片は鍛造方向に対し、平行（以下、L 方向）と鍛造方向に直角（以下、T 方向）の 2 方向から採取した。試験の流れを Fig.3 に示す。試験片は室温 303 K に約 86.4 ks 保持した後、試験片長さをマイクロメーターを用いて、1 μm 単位で測定した。各試験片の焼入れは、真空熱処理炉を用いて 1303 K、3.6 ks 保持した後、加圧窒素ガス冷却で 323 K 以下まで冷却した。冷却速度は約 3 K/s であった。試験片の半数は、焼入れ終了後、3.6 ks 以内にサブゼロ処理を開始した。サブゼロは液体窒素（約 77 K）中に 3.6 ks 保持した後、液体窒素から取り出し空冷した。焼入れ、および、焼入れ+サブゼ

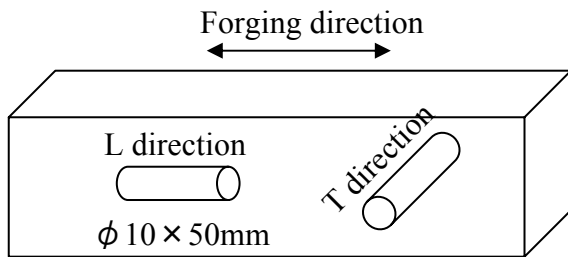


Fig.2. Schematic illustration of test piece and forging direction.

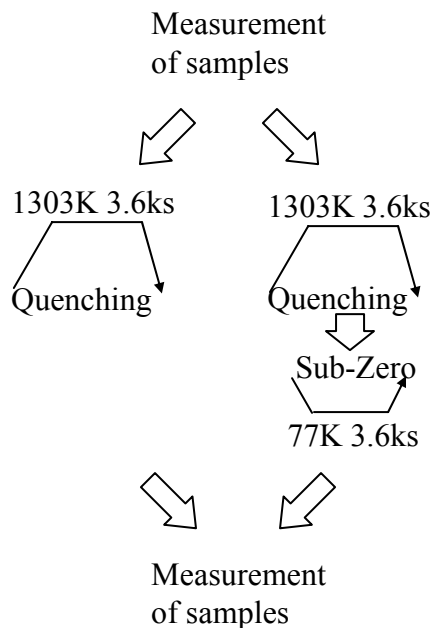


Fig.3. Experiment procedure.

ロ処理終了後は、マイクロメーターで再度寸法測定を行った。熱処理変寸率 L (%) は、下記式 (1) によって計算した。

$$L(\%) = 100 \times (L_a - L_b) / L_b \quad (1)$$

$L_a$  : 熱処理後の試験片長さ

$L_b$  : 熱処理前の試験片長さ

熱処理変寸率 L は、L 方向と T 方向で採取した試験片についてそれぞれ 3 本ずつ測定した平均値で評価した。

供試材 D1 と D4 については試験片長さと同時に試験片直径も測定した。試験片の直径は、両端から 5 mm、および、25 mm の 3 箇所をキーエンス製レーザー寸法測定機 (LS-7030) を使用し、1 μm 単位で測定した。この時、試験片は約 5 rpm で回転させ、0.5 s 間隔で 12 回測定を行った。3 箇所各 12 回測定の平均値で評価した。熱処理変寸率 D (%) は、下記式 (2) によって計算した。

$$D(\%) = 100 \times (D_a - D_b) / D_b \quad (2)$$

$D_a$  : 熱処理後の試験片直径

$D_b$  : 熱処理前の試験片直径

供試材の焼入れ、および、焼入れ+サブゼロ処理後に含まれる残留オーステナイト量を X 線回折で定量化した。変寸測定の試験終了後の試験片の端面から 10 mm の位置で厚さ 2 mm の板を切り出した。この板を X 線回折装置を使用し、マルテンサイト組織の (200) と (211) の積分強度に対する、オーステナイト組織の (200), (220), (311) の積分強度比を求めた。それぞれの積分強度比 6 組の平均値から、残留オーステナイトの体積率を求めた。

供試材の成分偏析を把握するため、試験終了後の試験片を円柱軸に平行に切断した。切断面を最終仕上げ 0.5 μm 砥粒のダイヤモンドで鏡面研磨し、Electron Probe Micro Analyzer (以下、EPMA) で縦 0.2 mm 横 2 mm の範囲を成分測定した。分析元素は主な構成元素 C, Cr, Mo で行った。

## 3. 試験結果および考察

### 3. 1 組織観察

焼なまし後の供試材の光学顕微鏡による観察結果を Fig.4 に示す。供試材 A1 ～ E1 については、円相当直径が 2 μm 以上である晶出炭化物の面積率は 0.1 % 以下である。同様に供試材 D2, D3, D4 については、0.5 %, 1.8 %, 4.8 % である。供試材 D1 ～ D4 の電解抽出残渣による炭化物の粒度分布の測定結果を Fig.5 に示す。円相当直径が 2 μm 以上の晶出炭化物の粒度分布は、ピークとなる直径が 4 ～ 5 μm であり、成分によらずほぼ同等である。また、供試材 D4 の焼なまし材に含まれる炭化物種類は、



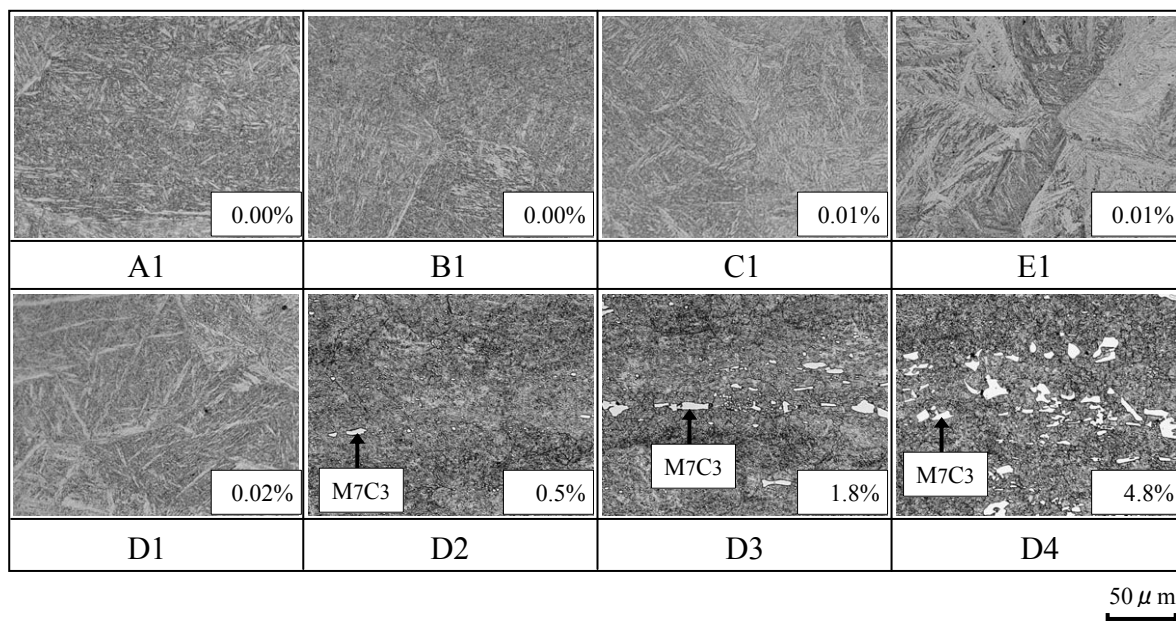


Fig.4. Optical microstructures of specimens.

Fig.6 に示すように、電解抽出残渣に対し X 線回折を行った結果から、 $M_7C_3$ 、 $M_{23}C_6$ 、 $M_6C$ であることを確認した。なお、光学顕微鏡で確認できる大きな炭化物は、EPMA による成分分析により  $M_7C_3$  と考えられる。

Fig.7 に供試材 B1, D1, D3 の EPMA による炭素濃度分布例を示す。いずれも L 方向に平行な面を観察した。供試材 B1 や D1 は筋状または帯状の偏析が認められる。一方、晶出炭化物を多く含む供試材 D3 では、炭化物部分での炭素濃度が高いため、B1 や D1 のような偏析を確認することができなかった。Fig.8 に供試材 A1 ~ E1 の炭素濃度分布を示す。いずれの供試材もそれぞれの平均炭素濃度に対し、0.83 ~ 1.46 倍の濃度の相違が認められるものの、供試材間で特に大きな相違は認められない。また、次節で述べるが、これら供試材 A1 ~ E1 では実験結果として変寸異方性がほとんど認められないため、これらの偏析が変寸異方性に及ぼす影響は非常に小さいと考えられる。

組織観察の結果から、本研究の目的どおりに供試材 A1 ~ E1 は晶出炭化物が無く、D2, D3, D4 は晶出炭化物の量が異なる供試材となっていることを確認した。

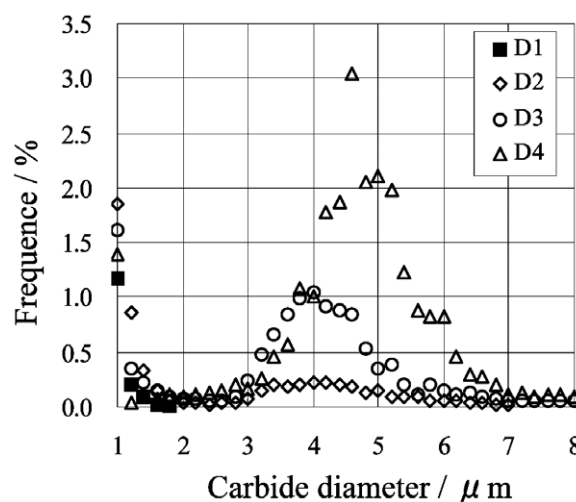


Fig.5. Distribution of carbide's diameter of steel D1,D2,D3 and D4.

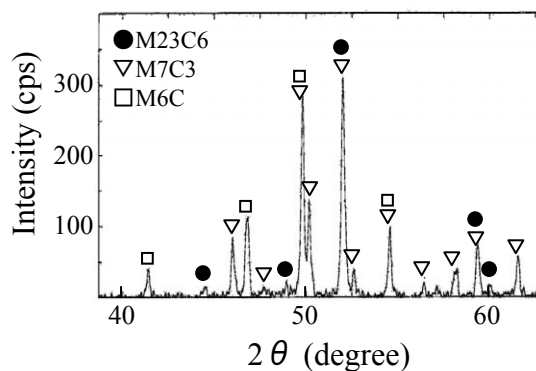


Fig.6. X-ray diffraction profile of steel D3.

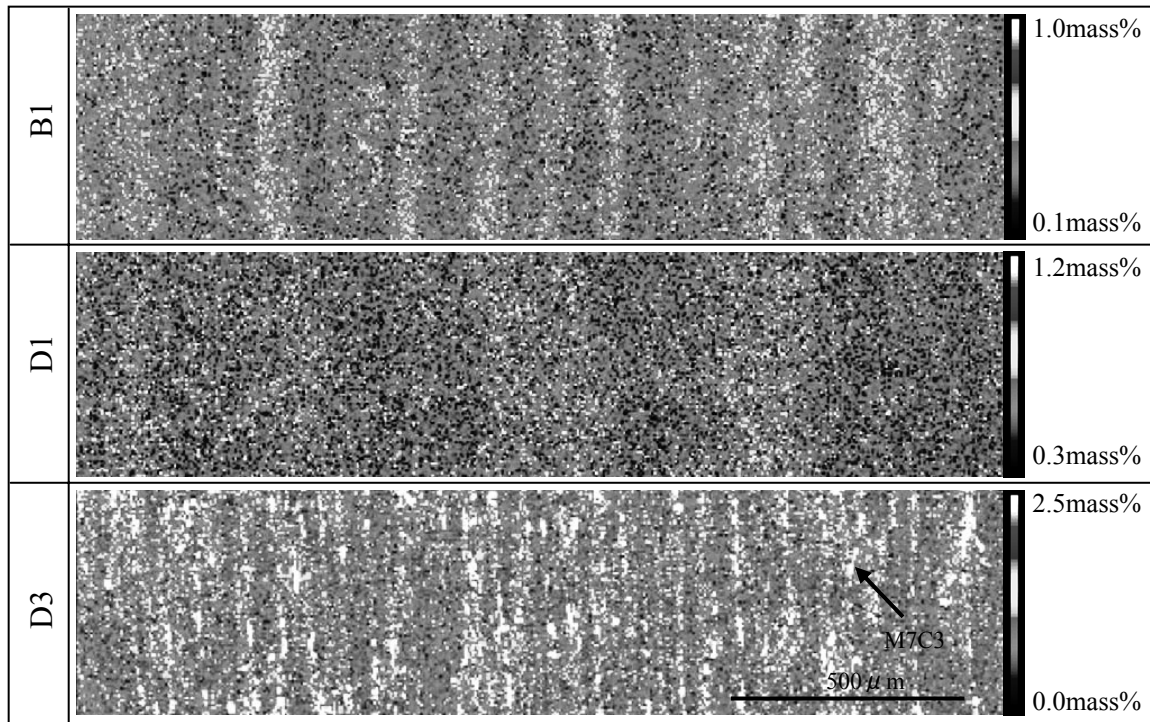


Fig.7. EPMA mapping analysis on C content of B1,D1 and D3.

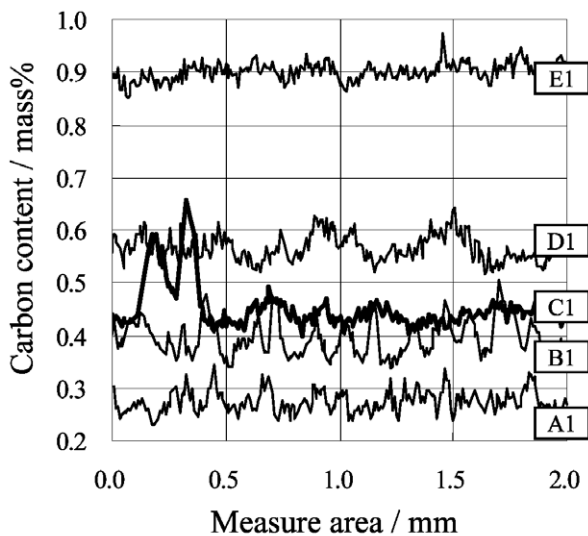


Fig.8. Distribution of C content by EPMA mapping analysis.

### 3. 2 熱処理変寸測定結果

各供試材の熱処理変寸率  $L$  を Fig.9 に示す。ほとんどの熱処理変寸率  $L$  は正の値であり、試験片長さが熱処理前よりも膨張していた。すべての鋼種は、焼入れままよりも焼入れ+サブゼロ処理を実施した方が熱処理変寸率  $L$  は大きい。これはサブゼロ処理により残留オーステナイト量が焼入れままに比べて少なくなるためと考えられる。また、晶出炭化物を含む供試材 D2 ~ D4 は、A1 ~ E1 に比べて、 $L$  方向と  $T$  方向の熱処理変寸率  $L$  に大きな

相違が認められ、特に D4 は顕著である。この相違は焼入れままであっても、焼入れ+サブゼロ処理状態であっても認められる。

X 線回折の結果から、各供試材の焼入れ、および、焼入れ+サブゼロ処理状態には 0 vol% ~ 40 vol% の残留オーステナイトが存在していることを確認した。供試材成分の影響、および、晶出炭化物量の影響を明確化するため、各供試材の残留オーステナイト量が 0 vol% の時 ( $V_{\gamma R}=0$ ) の熱処理変寸率  $L_0$  で比較することとした。残留オース

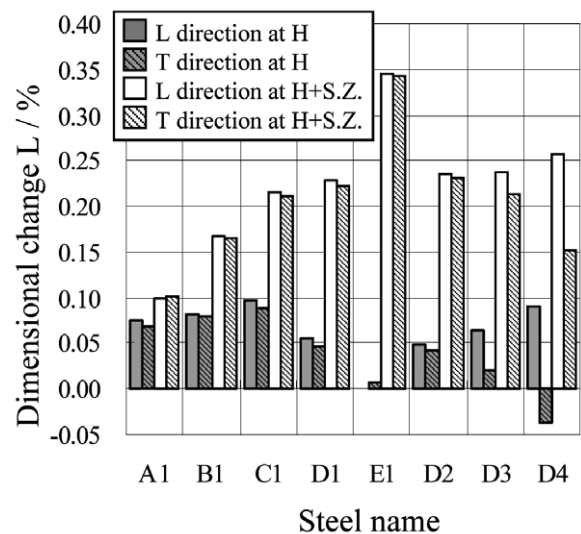


Fig.9. Influence of quenching conditions on dimensional change  $L$ .



ナイト量が変寸率に及ぼす影響は、式(3)に示すような直線近似と仮定し、熱処理変寸率  $L_0$  を外挿して求めた：Fig.10, Fig.11. なお, Fig.10, Fig.11 の直線の傾きは、 $-0.0134 \sim -0.0092$  であり、供試材間で少し異なる。

$$L = L_{a'} \times (1 - V_{\gamma R}/100) + L_{\gamma R} \times V_{\gamma R}/100 \dots \dots \dots (3)$$

$$L = L_0 = L_{a'} \text{ at } V_{\gamma R} = 0$$

$L_{a'}$ : マルテンサイトの熱処理変寸率

$L_{\gamma R}$ : 残留オーステナイトの熱処理変寸率

$V_{\gamma R}(\%)$ : 残留オーステナイトの体積率

外挿によって求めた熱処理変寸率  $L_0 (=L_{a'})$  に対する C 含有量の影響を Fig.12 に示す。やや  $L_0$  のばらつきは認められるが、C 含有量の増加に伴い、 $L_0$  の単調増加が認められる。この直線の傾きは L 方向, T 方向ともに約 0.52 %/mass% であった。一般的に、C 含有量の変化によるマ

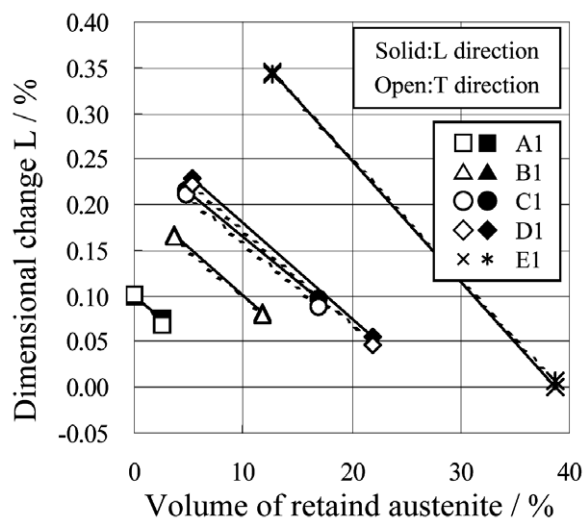


Fig.10. Relationship between retained austenite volume and dimensional change L.

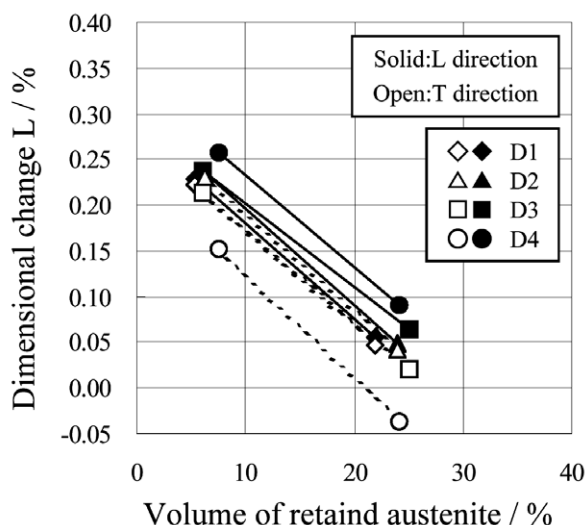


Fig.11. Relationship between retained austenite volume and dimensional change L.

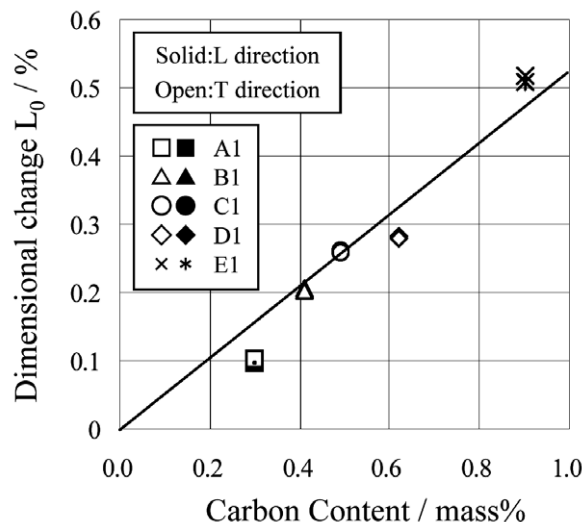


Fig.12. Influence of C content on dimensional change  $L_0$ .

ルテンサイトの格子定数変化は数多くの実験データがあり、かつ、焼なまし組織から焼入れによりマルテンサイト変態した場合の膨張量も数多くのデータが報告されている<sup>9)</sup>。これらによればC含有量による線膨張率への影響は0.56 %/mass%とされており、本実験結果は妥当な傾きであることを確認した。なお、 $L_{a'}$ と直線の傾きから、 $L_{\gamma R}$ も計算で求められる。この $L_{\gamma R}$ は $-0.854 \sim -0.718$  %/vol%とばらつきはあるが、約 $-0.79$  %/vol%で一定値であり、C含有量の依存性はほとんど認められない。

Fig.13に、L方向とT方向の変寸率 $L_0$ の差を示した。この $L_0$ の差分は、C含有量によらずほぼ0%であり、採取方向による変寸率の相違は認められない。残留オーステナイトの影響を除外するため、実験結果の外挿により100%マルテンサイト組織の状態と比較し、今回の供試材はC含有量に関係なく等方的に変寸することがわかった。また、Fig.9で示したように、残留オーステナイトが含まれる状態でも変寸異方性がほとんど認められないことから、残留オーステナイトによる変寸異方性への影響も小さいと考えられる。

変寸率 $L_0$ に対する晶出炭化物量の影響をFig.14、採取方向による差分をFig.15に示す。晶出炭化物の面積率の増加に伴い、T方向の変寸率が小さく、L方向が大きくなる傾向が認められる。この変寸率の差分の変化は、Fig.13に示した晶出炭化物を含まない供試材A1～E1のそれに対して、晶出炭化物の面積率が増加するほど、明らかに大きくなることがわかった。よって、晶出炭化物による変寸異方性への影響が認められると考えられる。

Fig.16に等方的な変寸挙動を示す供試材D1の変寸率 $L_0$ と $D_0$ に対するD4の変寸率を示す。 $D_0$ は式(3)と同様の式を用いて求めた。Fig.15に示すように供試材D4の変

寸率  $L_0$  は、T 方向が L 方向に比べて短くなる。この結果は、L 方向から採取した試験片の直径の変寸率  $D_0$  にも同様の結果が現れている：Fig.16(a)。これは T 方向から採取した試験片でも同様である：Fig.16(b)。本実験では試験片が小さく、試験片がほぼ均一に冷却されるため、試験片形状に依存した変寸挙動ではなく、採取方向にのみ依存する変寸挙動と考えられる。

本研究において、組織の影響を明確化するため、100% マルテンサイト組織で比較したが、残留オーステナイトが含まれる状態でも、晶出炭化物を含まない供試材は変寸異方性が認められない。今回の供試材は組織による変寸異方性がほとんど無いことを確認した。成分による熱処理変寸率への影響は、C 含有量の変化によりマルテ

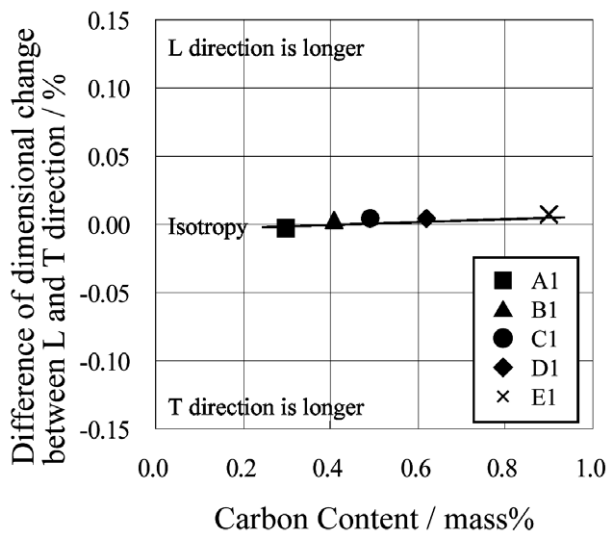


Fig.13. Influence of C content on anisotropy.

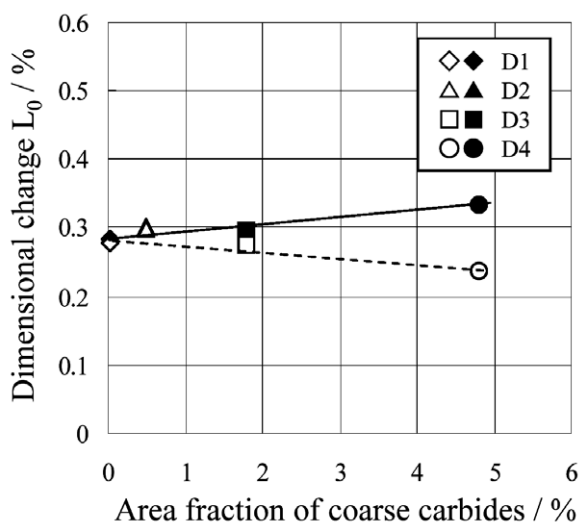


Fig.14. Influence of carbide volume on dimensional change  $L_0$ .

ンサイト変態の膨張率に変化が見られ、変寸異方性には影響が認められない。一方、晶出炭化物量の増加に伴い、異方性が顕著になる傾向が認められる。この変寸異方性の方向は、鍛造方向が、直角方向に比べて長くなる傾向である。成分ではなく、晶出炭化物の存在が変寸異方性に影響を及ぼすと考えられる。ただし、晶出炭化物を多く含む供試材は 1473 K で鍛造すると炭化物周辺に局部溶融が発生し鍛造できないため、他の供試材と比較して低い温度で鍛造した。このため、低温で鍛造したことによる集合組織の影響がないとはいえず、本研究ではこの影響は晶出炭化物の影響から分離できていない。

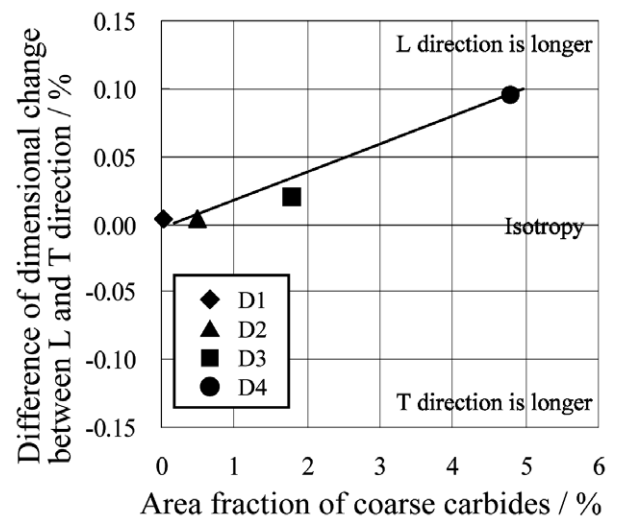


Fig.15. Influence of carbide volume on anisotropy.

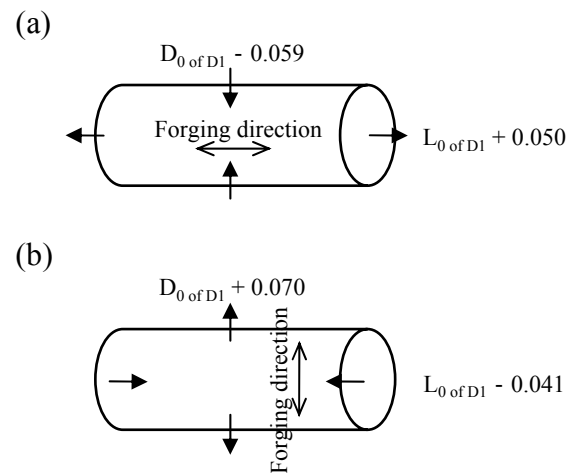


Fig.16. Schematic illustration that compared length and diameter of test pieces D4.

### 3. 3 FEM 解析による考察

今回、実験に用いた試験片と同様の炭化物分布で FEM 解析するのはモデル作成、メッシュ数などの観点で計算が非常に困難となる。また、炭化物と母材との境界条件の取り扱いなど不明な部分もある。そこで、今回の解析は、炭化物有無による変寸異方性の発生、および、炭化物形状による変寸異方性の方向が、実験結果と一致するかを検討することを目的とした。そこで、実際の炭化物分布とは異なり、非常に単純化した簡易的なモデルを作成した。解析に用いた試験片形状モデルを Fig.17 に示す。どのタイプも試験片は直径 10 mm 長さ 50 mm である。タイプ a, b, c は試験片中央に炭化物と見立てた円柱を設定した。タイプによって炭化物形状（アスペクト比）が異なるが、試験片に占める炭化物体積率は約 10 % と一定になるようにした。解析ソフトは、MSC ソフトウェア製 Marc を使用した。計算は円柱形状であることを考慮し、Fig.18 に示す軸対称 1/2 モデルで行い、1273 K を初期状態として 293 K まで冷却を行った。解析に用いた物性値を Table 2 に示す。これらの物性値は JIS SKD11, JIS SKD61,  $M_7C_3$  炭化物の物性値を参考にした。物性値の多くは、組織依存性や温度依存性を持つため、これらの正確な値を使用することが必要である。しかし、今回は単純なモデルで傾向を掴むことが目的であるため、変寸・変形に大きく影響すると思われる線膨張係数や耐力、ヤング率は母材と炭化物で別の物性値を与え、逆に、熱伝導率、比熱、密度、加工硬化係数、ポアソン比などは母材と炭化物で同じ値を用いた。また、炭化物と母材の境界の取り扱いについては、炭化物と母材が完全に固着しているとして扱った。

各タイプでの長さおよび直径の変化率  $X$  は式 (4) で定義した。

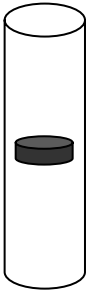
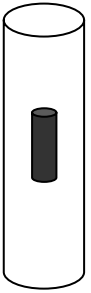
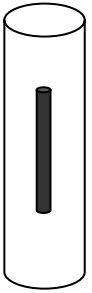

Model	a type	b type	c type	d type
Diameter 10mm Length 50mm				
Carbide diameter	5mm	2.9mm	2.3mm	nothing
Carbide length	5mm	15mm	23mm	nothing

Fig.17. Models used for FEM analysis.

$$X (\%) = (293 \text{ K での長さまたは直径の変化量}) / (1273 \text{ K での長さまたは直径}) \times 100 \quad (4)$$

解析結果として、炭化物を含まないタイプ d では、長さおよび直径の変化率  $X$  は同じであることを確認した。よって、タイプ d は等方的に収縮する。一方、タイプ a, b, c は炭化物形状によって長さおよび直径の変化率に大きな相違が生じる。そこで、Fig.19 にタイプ d との変化率  $X$  の差を炭化物形状のアスペクト比に対して示した。アスペクト比は炭化物形状の長さ／直径で定義した。タイプ a では長さの変化率  $X$  に比べてわずかに直径の方が大きく、タイプ b, c では直径の方が小さい傾向が認められる。すなわち、今回の解析では、炭化物形状の影響により変化率に異方性が生じる。タイプ b や c は試験片長さ方向に炭化物が長く、アスペクト比が 1 を大きく超えるモデルであり、本実験で使用する供試材に見られた個々の炭化物形状、または、筋状や帯状の炭化物分布と類似していると考えられる。これらタイプ b や c に見られた異方性の方向は、試験片長さの方が直径よりも変化率が多い（長くなる）という結果であり、本実験での異方性の方向と同一である。

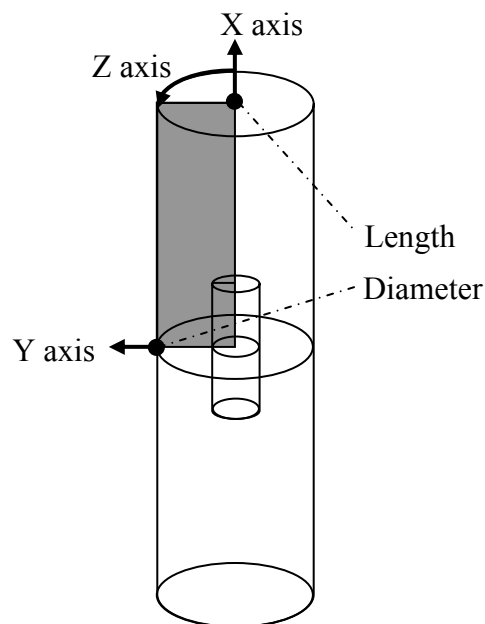


Fig.18. Geometrical shape of model.

Table 2. Conditions of FEM analysis.

Initial temperature / K		1273	
Cooling rate / K/s		1.6	
		Matrix	Carbide
Young's Modulus / GPa		180	7000
Offset yield strength / MPa		150	7000
Coefficient of thermal expansion / 1/K	1273 ~ 523 K	$1.8 \times 10^{-5}$	$0.5 \times 10^{-5}$
	523 ~ 493 K	$-15.0 \times 10^{-5}$	$0.5 \times 10^{-5}$
	493 ~ 293 K	$1.8 \times 10^{-5}$	$0.5 \times 10^{-5}$



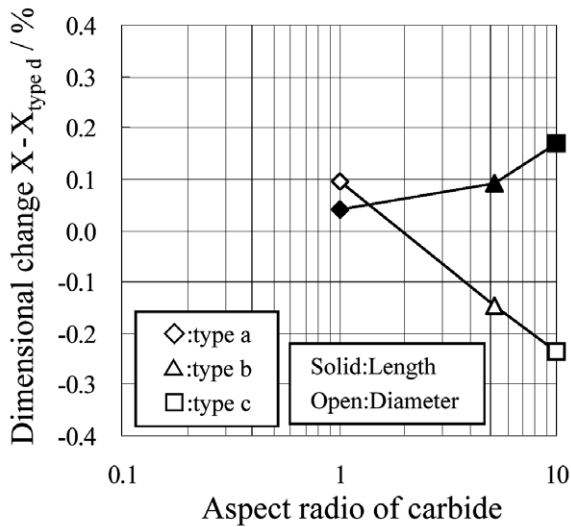


Fig.19. Influence of carbide shape on dimensional change X.

各タイプの冷却途中でマルテンサイト変態開始前となる 523 K 付近での相当応力分布を Fig.20 に示す。タイプ d では最大で 10 MPa 程度の相当応力である。今回の解析では試験片が小さいことと冷却速度が比較的遅いため、大きな応力が発生せず、母材の耐力 150 MPa より十分小さいため、等方的な収縮を示したものと考えられる。一方、タイプ a, b, c は炭化物内、および、炭化物と母材の境界付近にタイプ d よりもかなり大きな相当応力が発生している。X 方向の応力では、炭化物と母材の境界付近で、炭化物側に大きな圧縮応力、母材側に引張応力となっていることを確認した。炭化物は 7000 MPa の高い耐力を持つため、塑性変形は母材で発生している。同様にマルテンサイト変態終了後となる 493 K 付近での応力や相当応力分布を確認し、523 K での上記結果と応力の大きさに相違が認められるが、同一傾向であることを確認した。

今回の解析では、炭化物と母材は固着していると取り扱ったため、炭化物と母材の線膨張係数の差が大きな応力を発生させ、この応力で炭化物よりも母材の方が塑性変形すると考えられる。

非常に単純化したモデルを使用し、FEM 解析を実施した結果、炭化物を含む場合に異方性が発生することを確認した。また、炭化物形状によって、その異方性の方向が変化することがわかった。今回の解析では、異方性発生の原因が、炭化物が母材よりも塑性変形しにくく、かつ、炭化物と母材の線膨張係数の差によるものと推定される。今回、炭化物の体積率を 10 vol% で一定としたが、ある一断面で見た場合、炭化物の面積率はモデルごとにそれぞれ異なる。よって、線膨張係数の観点では、炭化物のこの面積率に応じて、一断面内の見かけ上の線膨張係数が変化し、これが形状に反映されたと推定される。

## 4. 結 論

冷間ダイス鋼の C, Cr 含有量を変化させ、焼入れ状態での変寸を測定し、組織および特に晶出炭化物量による変寸異方性への影響を検討した。また、円柱状の炭化物を中央に 1 個だけ配置した非常に単純化したモデルで FEM 解析を行い、炭化物有無および形状による変寸異方性への影響について検討を行い、以下のことが明らかになった。

(1) 今回の供試材では、100 % マルテンサイト組織であっても、残留オーステナイト組織が存在していても、晶出炭化物をほとんど含まない供試材は変寸異方性が生じない。C 含有量の増加は、0.52 %/mass% の割合で変寸率が増加する。変寸異方性への C 含有量の影響は認めら

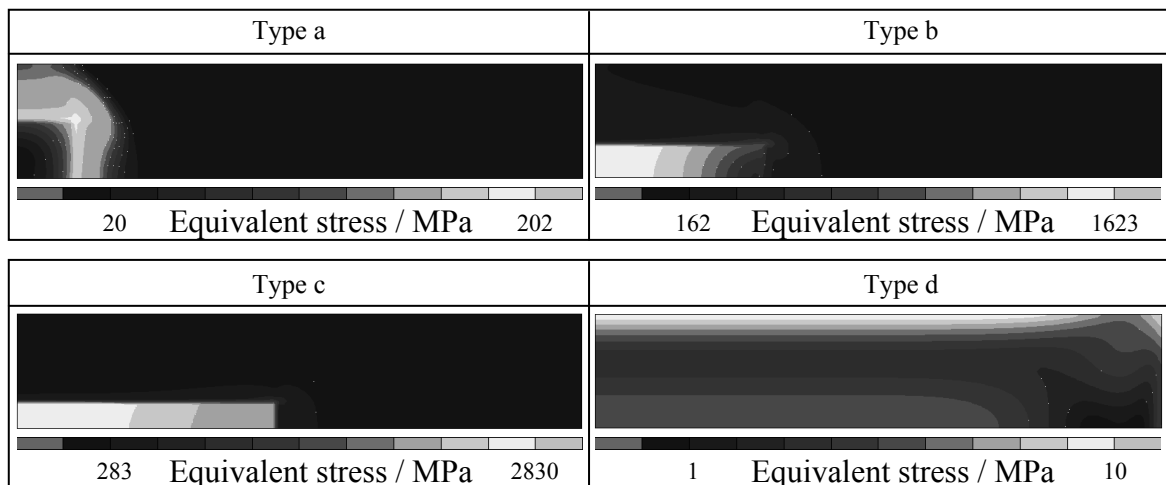


Fig.20. Equivalent stress distribution at about 523 K by FEM analysis.

れない。一方、晶出炭化物量の増加に伴い、鍛造方向に平行な方向が直角方向に比べて、より長くなる傾向が認められ、変寸異方性への影響が顕著に認められる。ただし、製造上の問題から、晶出炭化物量が多い供試材は、他の供試材に比べて低温で鍛造したため、母材の集合組織による異方性への影響は無視できない。

(2) FEM 解析では、炭化物が存在することにより変寸異方性が発生する。炭化物のアスペクト比の増加は、試験片長さ方向が直径方向よりも長くなる傾向が認められる。この異方性の方向は、実際の供試材の炭化物形状または分布が、アスペクト比が1より大きいモデルとみなすと、実験と解析とで一致する。炭化物による異方性発生のメカニズムは、炭化物と母材で線膨張係数が異なることと炭化物が母材にくらべて塑性変形しにくいことによると考えられる。

変寸異方性は集合組織の影響だけでなく、晶出炭化物の存在による影響もあることが本研究で明らかとなった。よって、晶出炭化物を多く含む材料は、母材のみの場合と比較して、変寸異方性が発生しやすい材料ということになる。一方、変寸異方性の方向は炭化物形状に依存することがFEM解析により示唆されている。変寸異方性をできるだけ低減し、等方的な変寸に近づけるためには、単に晶出炭化物量を減らすだけでなく、炭化物の形状をコントロールすることも重要と考えられる。本研究では十分な議論ができていないが、このコントロールは、1個1個の炭化物の個別形状とマクロ的な炭化物の分布状態を考慮する必要があると考えられる。今後は、低温で鍛造したことによる集合組織の影響評価や、炭化物のマクロ・ミクロ分布状態の評価・検討を行い、変寸異方性の発生メカニズムをより明確化する必要がある。

#### (文 献)

- 1) 河野正道：電気製鋼，76（2005），293.
- 2) 大同特殊鋼(株)鋼種カタログ．
- 3) 稲垣裕輔，小玉光興：鉄と鋼，67（1981），S640.
- 4) 水野博司，西尾晴孝，柳澤民樹：電気製鋼，53（1982），241.
- 5) Metals Handbook [ASM]，8<sup>th</sup> ed. 1（1961），654.