

Fig. 11. Difference between inside diameter of die and outside diameter of finished tube. (drawing temp. 800°C)

ら離れてダイス内径より小さくなりいわゆる引細りという現象が生ずるが、ここでいう引細り量とは、引抜中の引細り量と冷却による収縮量を合計した値である。Fig. 11 に使用ダイス内径と引細り量との関係を示すが、これからわかるように使用するダイス内径が小さくなり外径減少率が大きくなるにつれて引細り量は増すが、これはR型ダイスを使用しているため外径減少率が増加することは直線型ダイスでいうとダイス角度が大きくなることに相当するためである。(直線型ダイスではダイス角度が大きくなると引細り量は大きくなる。) 肉厚 4.0 mm の場合はほかの場合とことなり引細り量に極大値が

あり、これ以上に外径減少率が大きくなっても引細り量は一定若しくは減少する傾向を示すが、これは引抜応力が大となり管がダイス内壁に沿って変形するためである。

ここで注意せねばならぬのは、ダイス内径が素管径に近く、外径減少率が小さい場合でも引細り量は 1.0 mm 以上もあるので仕上工程のダイス内径の決定には充分これを考慮する必要がある。

IV. 結 言

熱間引抜による鋼管の変形状況を知るため、諸種の条件の下で実験をおこない、ほぼこれをあきらかにすることができ、熱間引抜により所要寸法の管に仕上げるための指針をえた。しかし厚肉管では軸方向における変形の分布が一様でなく、この原因について摩耗によるダイス形状の変化、引抜応力などから考察したがはつきりわからなかつた。熱間引抜においては均一な寸法の厚肉管をうるのが今後の課題である。

本研究は、井上製造部長および上司各位の御指導と安斎義造君の協力により実施せられたものであり、ここにふかく感謝の意を表する次第である。(昭和32年7月寄稿)

文 献

- 1) A. Pomp & U. Schylla: M.K.W.I., 1934
- 2) E. Siebel & E. Weber: M.K.W.I., 1934
- 3) 井上: 鉄と鋼, 41 (1955), No. 5, 6, 8.

各種太物工具鋼材の鍛造による方向性と 熱処理による変形率について*

小柴定雄**・本間八郎***

DIRECTIONAL PROPERTIES CAUSED BY FORGING AND DIMENSION-CHANGE RATE DUE TO HEAT-TREATMENT WITH DIFFERENT HEAVY SECTIONS OF TOOL STEEL

Sadao Koshiba and Hachiro Homma

Synopsis:

At forging direction and its transversal direction in various heavy section of tool steels (Cr cold die steel, Cr-W-V hot die steel and Mn-Cr-W gauge steel), dimension-change measuring specimen were cut off, and then, the authors investigated directional properties caused by forging and rate of dimension change due to heat-treatment.

* 昭和 32 年 4 月本会演説大会にて発表 ** 日立金属工業安来工場, 工博 *** 日立製作所亀有工場, 工

The results obtained were as follows:

- 1) In the case of HDC and CRD, forging direction is larger than the transversal direction in the rate of length change and diameter change by heat-treatment generally.
- 2) In the case of SGT, transversal direction is larger than forging direction in the rate of length change, but forging direction is larger than transversal direction in the rate of diameter change by heat-treatment.

I. 結 言

太物工具鋼材、たとえば熱間押出用ダイス、冷間打抜用型およびゲージなどの太物の場合、その鍛伸方向とそれと直角方向とによる熱処理変形率の相異がしばしば問題になる。本研究においては熱間ダイス鋼 Cr-W-V 鋼、冷間抜型用鋼高 C-高 Cr 鋼および耐摩耗不収縮用鋼 Mn-Cr-W 鋼の3種の太物鋼材についてその方向性と焼入焼戻による変形率を調査し、両者の差異を明らかにして、実地作業上の参考に資せんとしたものである。

II. 試料および実験方法

(1) 試料

本調査に用いた鋼材は Table 1 のごとき化学成分を有する完全焼鈍を行なった 120~130mmφ の太物材である。これより熱処理変形率測定用として 8mmφ × 80mm の棒状試験片を、Fig. 1 に示す通り鋼材の中心部および周辺部よりそれぞれ鍛伸方向およびこれと直角方向に2本ずつ採取した。

(2) 実験方法

前述した試料をそれぞれ標準温度から焼入し、焼入状

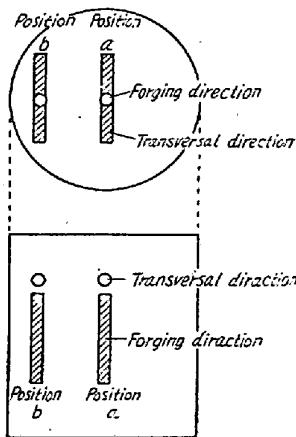


Fig. 1. Position and direction for specimen.

態および、焼戻温度を段階的に上昇させて各焼戻温度から空冷した時の長さおよび直径の変化を精度 1/100mm のマイクロメーターで測定、これから変形率を求めた。変形率は原寸法に対する長さおよび直径変化量の百分率である。なお、寸法測定は一定箇所を測定し得るよう、予め標点を附し、長さについては2箇所、直径については6箇所測定しその平均値を採用した。実験に用いた熱処理条件を Table 2 に示す。焼入に当つては、試料の酸化脱炭を防止するため、鍛伸方向およびそれに対応する直角方向から採取した試料を2本ずつ内径20mmφ程度の石英管に銹鉄屑と共に封じ、焼入温度に加熱した。これによつても極く薄い酸化皮膜はまぬがれ得なかつたが測定に重大な誤差を与えぬ程度の酸化防止は行うことが出来た。また、曲りが出ぬよう、試料を垂直方向に油中投入し、その方向に緩く振とうした。

III. 実験結果並びに考察

Fig. 2~Fig. 7 は鋼材の各方向、各位置より採取した試料について測定した長さおよび直径の変形率と焼戻温度との関係を示した曲線である。これらについて二、三の考察を加えながら鋼種別に説明する。

Fig. 2 および Fig. 3 は高 C-高 Cr 系ダイス鋼 CRD の結果である。この場合、すべて焼入条件は 950°C × 30mn 油焼入で、油の温度は 50~60°C に保持した。長さの変形率は一般に焼入後から焼戻温度 550°C 程度までは、すべて鍛伸方向の方が大きく正の変形率を示している。その差は焼入後が最も大きく焼戻温度上昇と共に次第に小になり 550°C 辺でほとんど一致する。この傾向は a, b 両位置とも同様であるが、a 位置の方がやや顕著である。また直角方向のものには焼戻温度 500°C 辺から残留オーステナイトのマルテンサイト化によると思われる膨張が現れているが、鍛伸方向にはそれが見られず、焼戻温度 600°C まで収縮を続けている。直径の変

Table 1. Chemical composition of steels.

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W	V
CRD	2.13	0.14	0.42	0.023	0.004	0.18	13.31	—	—
HFC	0.32	0.10	0.34	0.019	0.003	0.07	2.52	9.86	0.41
SGT	1.00	0.14	0.99	0.024	0.003	0.13	0.82	0.63	—

Table 2. Heat treatment.

Steels	Quenching			Tempering		
	Temperature (°C)	Holding time (mn)	Cooling method	Temperature (°C)	Holding time (mn)	Cooling method
CRD	950	30	Oil quench	200	60	Air cool.
				300	"	"
				500	"	"
				550	"	"
				600	"	"
HDC	1050	30	Oil quench.	200	60	Air cool.
				300	"	"
				500	"	"
				600	"	"
				650	"	"
SGT	850	30	Oil quench.	150	60	Air cool.
				200	"	"
				300	"	"
				400	"	"
				500	"	"

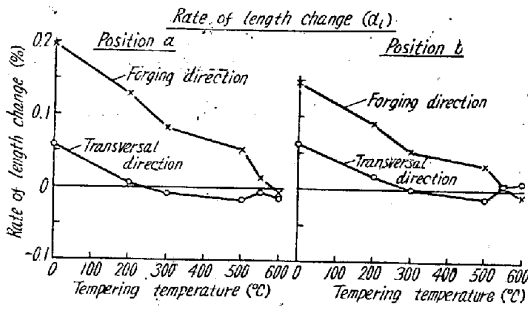


Fig. 2. Relation between tempering temperature and rate of length change for CRD

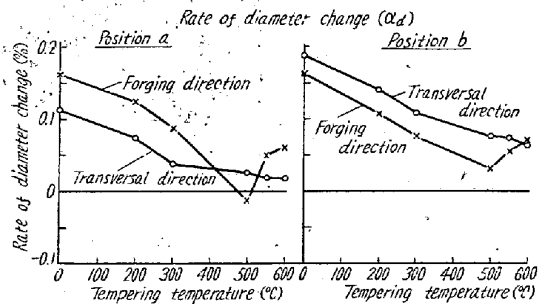


Fig. 3. Relation between tempering temperature and rate of diameter change for CRD.

形率では、一般に鍛伸方向のものに焼戻温度 500°C からの膨張が現れているが、直角方向のものにはそれがない。即ち後者は焼入後の膨張が、焼戻温度上昇と共に次第に収縮し、300°C ~ 500°C からやや緩かになるが、600°C までその儘収縮が続いている。また同方向のものについて a, b 両位置の差を比較すると、直角方向では全般に a 位置の方が変形率小であり、鍛伸方向では焼入後の変形率は両位置とも大差ないが (約 0.16%), 500°C からの膨張は a 位置の方がやや顕著である。

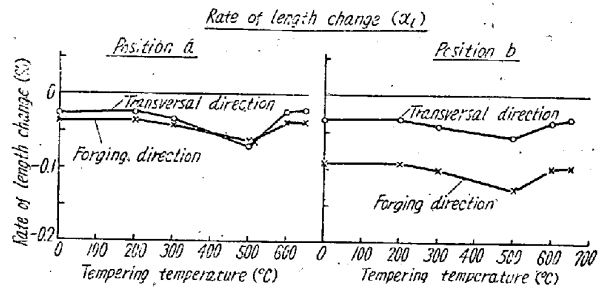


Fig. 4. Relation between tempering temperature and rate of length change for HDC

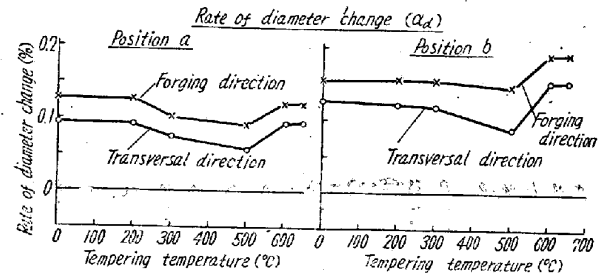


Fig. 5. Relation between tempering temperature and rate of diameter change for HDC

Fig. 4 および Fig. 5 は Cr-W-V 系熱間ダイス鋼 HDC の結果である。この場合は、焼入条件はすべて 1050°C × 30mn 油焼入とした。長さの変形率は、一般に焼入後、各焼戻温度共に負の変形率 (収縮) を示すがその大きさは全般的に鍛伸方向の方が大で、特に b 位置の方が両方向の差が顕著である。焼戻温度上昇に伴う変形率の変化はすべて同様で、焼入後から 200°C まではほとんど変化ないが、200°C 以上になると収縮をはじめ 500°C 辺で最大となり、500°C から膨張を示している。この膨張は CRD の場合と同様残留オーステナイトのマルテンサイト化によると見るべきであろう。直径の変形

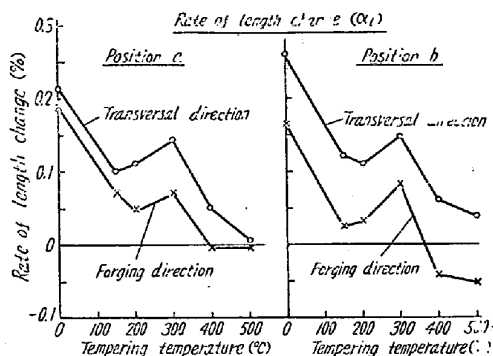


Fig. 6. Relation between tempering temperature and rate of length change for SGT.

率は、一般に長さのそれとは逆に焼入後、各焼戻温度共に正で膨張を示し、その値は 500°C まで漸減、600°C で増加している。そして鍛伸方向の方が全般的に変形率が大であり、特に b 位置の方がそれがやや顕著である。

Fig. 6 および Fig. 7 は Mn-Cr-W 系ゲージ用鋼 SGT の結果である。焼入条件はすべて 850°C × 30mn 油焼入とした。長さの変形率においては、一般に焼入後の変形率（この場合は膨張）は CRD よりやや大きい、焼戻温度上昇と共に急減し 150°C ~ 200°C まで収縮している。しかし 200°C と 300°C の間で増加、300°C

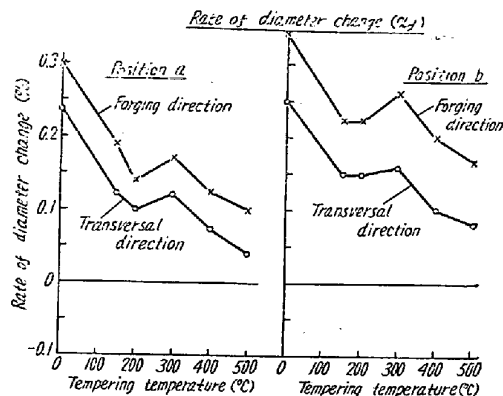
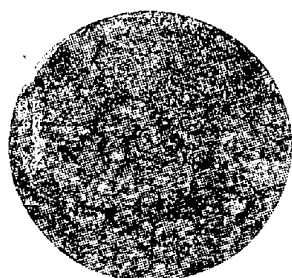


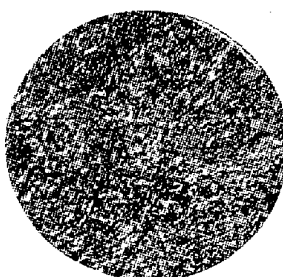
Fig. 7. Relation between tempering temperature and rate of diameter change for SGT

で最高に達し、それ以上は再び減じ、500°C で変形率 0% に近づいている。しかし各焼戻温度共、直角方向の方が変形率大で特に b 位置の方がいちじるしい。このことは前述の CRD, HDC と結果を異にしている。直径の変形率も長さのそれと、傾向は大体同じであるが、ただ前者と異り、鍛伸方向の方が一般に変形率大である。

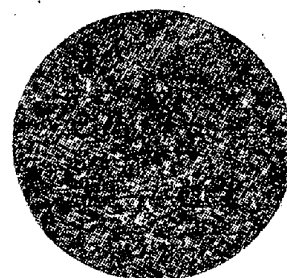
以上実験結果について述べたが、本実験における変形率に關与する最大の要因は組織変化に基く膨張収縮と考えられる。すなわち、マルテンサイト生成に基く膨張、



(Position a forging direction)
1050°C o. q., 650°C a. c.



(Position b transversal direction)
1050°C o. q., 650°C a. c.



(Position b forging direction)
1050°C o. q., 650°C a. c.

Photo. 1. HDC specimen × 400(2/3) Photo. 2. HDC specimen × 400(2/3) Photo. 3. HDC specimen × 400(2/3)

Table 3. Dimension change ratio of 3 tool steels by heat treatment.

Steels	Heat treatment	Position	Direction	Dimension change ratio (after quench)		Dimension change ratio (after q. and temper.)	
				α_l (%)	α_d (%)	α_l (%)	α_d (%)
CRD	950°C o. q.	a	Forging	0.195	0.165	0.091	0.079
			Transversal	0.054	0.113	-0.008	0.038
	300°C a. c.	b	Forging	0.149	0.164	0.051	0.075
			Transversal	0.063	0.185	0.001	0.110
HDC	1050°C o. q.	a	Forging	-0.038	0.125	-0.035	0.120
			Transversal	-0.027	0.093	-0.025	0.090
	650°C a. c.	b	Forging	-0.090	0.098	-0.097	0.184
			Transversal	-0.030	0.125	-0.028	0.149
SGT	850°C o. q.	a	Forging	0.184	0.300	0.044	0.137
			Transversal	0.210	0.237	0.110	0.100
	200°C a. c.	b	Forging	0.168	0.340	0.027	0.220
			Transversal	0.263	0.249	0.115	0.149

オーステナイト残留による収縮、残留オーステナイトのマルテン化による膨張、マルテンサイト分解による収縮などが合成されたものである。それゆえ鍛造太物材からの採取方向や位置によつて、同一熱処理条件でもその変形率の様相が異なるのは、鋼材中に存在する各合金元素、炭化物等の偏析、鍛錬による炭化物の流れの差等が起因すると思われる。これによつて、残留オーステナイトの多寡、マルテンサイト比容積の差、マルテンサイト分解反応の相違等が生ずるからである。Photo. 1~3 に顕微鏡組織の一例を示す。やや炭化物の分布を異にするように見えるが、明瞭な差は認められない。なお、Table 3 に以上の結果をまとめて標準熱処理温度における変形率を示した。

IV. 結 言

以上の結果を要約すれば次のごとくである。

(1) HDCおよびCRDにおいては熱処理による長さおよび直径の変形率とも一般に鍛伸方向の方が直角方向よりも大きい。

(2) SGTについては、長さの変形率は直角方向の方が大きく、直径の変形率は鍛伸方向の方が大きい。

そしてその傾向は中心部より円周部から採取した方が大である。

最後に本実験に協力された日立金属冶金研究所、田中和夫所員に深謝する次第である。(昭和32年5月寄稿)

混粒に関する研究 (I)*

鋼質におよぼす混粒の影響について (その 1)

益 子 美 明**

STUDIES ON DUPLEX-GRAIN STRUCTURES OF AUSTENITE (I)

Effect of Duplex-Grain Structures on Properties of Steel (Part-1)

Yoshiaki Masuko

Synopsis:

The duplex-grains of austenite were divided into the "uniform duplex-grains" and the "non-uniform duplex-grains" with regard to its grain distribution pattern and the "duplex-grains in the McQuaid-Ehn grain size" and the "duplex-grains in actual grain size" with regard to the method of revealing them. Thus the effect of duplex-grain structures on properties of steel was studied quantitatively.

Carbon steels with 0.30, 0.70, 1.00% C and Ni-Cr-Mo case hardening steels with 0.20% C were used, and with most of these steels impact transition characteristics was investigated systematically, but with some steels tensile properties were also investigated.

Results of these investigations and some considerations are summarized as follows;

(1) Steels of the "non-uniform duplex-grains" in the McQuaid-Ehn grain size present similar duplex-grain structures also in actual grain size. Steels of the "uniform duplex-grains" in the Mc-Quaid-Ehn grain size, on the other hand, do not always develop duplex-grain structures in actual grain size, but ordinarily present fine-grained structures in it, unless its austenitizing conditions are so high temperature and so long time.

(2) Strength and ductility of steels are strongly influenced by their grain distribution pattern in the actual grain size; steels of higher degree of duplexity have lower strength and ductility and steels of the "non-uniform duplex-grains" have much less strength and ductility than those of the "uniform duplex-grains".

(3) Steels of the "non-uniform duplex-grains" in the McQuaid-Ehn grain size, therefore, are most undesirable with regard to strength and ductility, and steels of the "uniform duplex-grains" in the McQuaid-Ehn grain size, on the contrary, have ordinarily almost same degree of strength and ductility in actual heat treating conditions as that of steels of "fine-grains" in the McQuaid-Ehn grain size.

* 昭和 31 年 4 月, 本会講演大会にて発表 ** 住友金属工業株式会社 製鋼所