焼入した鋼のクリープにおよぼす炭素量の影響

室

博*

Hiroshi-Muro : The Influence of the Carbon Concentration on the Twisting Creep of Hardened Steels. In the previous paper, the microplasticity of hardened ball-bearing steel under sustained twisting moment (shear stress of 1.8~15.0 kg/mm²)

* 東洋ベアリング製造株式会社

between room temperature and 300°C, had been reported. It was suggested that the total strain increment between designated temperatures (named cumulative flow) of quenched specimens depends upon the carbon concentration of quenched martensite. In the present paper the cumulative flow for quenched carbon steels of various carbon contents was investigated and its dependency on the carbon concentration of martensite was established. For tempered specimens the cumulative flow below tempering temperature was also influenced by the primary carbon concentration. By means of twisting-creep tests, cold-drawn ball-bearing steel also exhibited a tendency fairly resembling that of quenched low-carbon steel.

(Received February 15, 1960)

I. 結 言

前報⁽¹⁾にのべた軸受鋼のクリープに対する熱処理の影響の結果によれば、焼入した軸受鋼を負荷しながら焼戻するときにあらわれる塑性変形能は焼入温度によつて大きく変化するのであるが、大和久、伊藤⁽²⁾は焼入した 0.6% C 炭素鋼ではその負荷加熱処理における塑性変形能が、焼入温度に影響されないとのべている。軸受鋼のような超共析鋼では焼入温度を上昇することによりマルテンサイトの炭素濃度が増加するから、塑性変形能に対してマルテンサイトの炭素濃度の影響が期待される。これを確かめるため炭素量の異なる炭素鋼について塑性変形能に対する熱処理の影響を求めた。なお Köster⁽³⁾や Scheil⁽⁴⁾の内部摩擦の実験では冷間加工と焼入とに類似した内耗の挙動が認められるので、冷間引抜した軸受鋼について負荷加熱の実験をおこなつた。

II. 試 料 お よ び 実 験 方 法

試料とした鋼種は S 20 C, S 40 C, S 60 C, SK-3 および冷間加工した SUJ-2 である。試料の化学分析を Table 1 示

Table 1 Chemical analysis of specimens.

	C	Si	Mn	P	S	Cr
S 20 C	0.23	0.24	0.45	0.007	0.018	—
S 40 C	0.37	0.24	0.71	0.014	0.015	—
S 60 C	0.60	0.26	0.73	0.016	0.026	—
SK 3	1.00	0.27	0.33	0.011	0.006	—
SUJ-2*	1.05	0.25	0.37	0.040	0.004	1.45
SUJ-2**	1.02	0.28	0.33	0.012	0.004	1.50

* Cold drawn, 28.9% reduction of area.

** Cold drawn, 46.9% “ “ “

Table 2 Heat treatment of specimens.

	Quenching temperature and medium
S 20 C	920°/10% NaOH aq*
S 40 C	920°WQ*, 920°OQ, 840°WQ, 840°OQ
S 60 C	1000°WQ, 1000°OQ, 920°WQ*, 920°OQ, 840°WQ, 840°OQ
SK-3	900°WQ, 900°OQ, 850°WQ*, 850°OQ, 800°WQ, 800°OQ

* Followed tempering 1 hr at 100°, 200°, 300°, 400°, 500° and 600° then, air cooled.

す。このうち S 20 C, S 40 C, S 60 C および SK-3 は 5.1 ないし 6.0 φ に 伸 線, 680° で 焼 鈍 後 旋 削 お よ び 研 磨 に よ り

(1) 室: 本誌, 23(1959), 691.

(2) 大和久, 伊藤: 鉄と鋼, 40(1954), 681.

(3) W. Köster, L. Baugert, R. Hahu: Arch. Eisenhütt., 25(1954), 569.

(4) E. Scheil, E. Wachtel, G. Gurbaxaui: ibid, 30(1959), 497.

4.0 φ と し Table 2 に 示 した 熱 処 理 を お こ な っ た。SUJ 2 は 5.1 φ お よ び 5.9 φ に 伸 線 し 680° で 焼 鈍 した の ち ド ロ ー ベ ン チ で 4.3 φ に 引 抜 加 工 した。し た が つ て 冷 間 加 工 度 は そ れ ぞ れ 28.9% お よ び 46.9% で あ る。こ れ を 研 磨 加 工 に よ り 4.0 φ と した。冷 間 加 工 後 の 硬 度 は い ず れ も R_B 100 程 度 で あ っ た。

上記の試料の負荷加熱による微小塑性流動を求めるため前報でのべた方法のうち一定振りモーメントを与えながら 2° 毎分で 300° まで加熱しその間の振れ角増加量を求める方法をとつた。振りモーメントによる試料表面の剪断応力(以下 τ_0 と かく)は 7.0 ないし 1.8 kg/mm² である。等温的に一定荷重のもとで永久変形を測定したものではないから表題のクリープという言葉は不適當であろうが、前報との関連から便宜的に定速加熱の場合についてもつかうことにした。室温からある温度までの振れ角の増加(尺度のよみ)を前報とおなじく、その温度までの累積変形量とよぶことにする。加熱によつて弾性係数の変化がおこるから累積変形量は塑性変形量より若干大きい、焼鈍鋼の累積変形量と比較することにより焼入あるいは冷間加工の効果を求めることができよう。

III. 実 験 結 果

Table 2 に 示 した 熱 処 理 を し た 炭 素 鋼 な ら び に 冷 間 加 工

Fig. 1 Cumulative flow curve (total strain increment vs. heating temperature) of 0.23% C carbon steel under shear stress, $\tau_0 = 7.0 \text{ kg/mm}^2$.

した軸受鋼について加熱温度と累積変形量の関係を求めた。Fig. 1~5 は $\tau_0 = 7.0 \text{ kg/mm}^2$ のもとで定速加熱によるクリープの実験結果である。前報と同様に加熱温度は絶対温度の逆数目盛であらわし累積変形量は尺度のよみの対数であらわした。

1. 焼入直後の試料

室温の水または油に焼入してから 30 分以内に測定をはじめた炭素鋼の累積変形曲線は、軸受鋼の場合と同様に室

Fig.2 Cumulative flow curve of 0.37%C carbon steel under shear stress, $\tau_0=7.0 \text{ kg/mm}^2$.

Fig.3 Cumulative flow curve of 0.60 C carbon steel under shear stress, $\tau_0=7.0 \text{ kg/mm}^2$.

Fig.4 Cumulative flow curve of 1.0%C carbon steel under shear stress, $\tau_0=7.0 \text{ kg/mm}^2$.

温から 220° 付近まで図上で直線となり、ここで屈折してやや傾斜の強い別の直線となつた。この折点は S 20 C で

もあらわれるのであつて、このような低炭素鋼には残留オーステナイトが存在しないから、残留オーステナイトの分

Fig.5 Cumulative flow curve of cold drawn ball bearing steels under shear stress, $\tau_0=7.0 \text{ kg/mm}^2$.

解とは関係がないといえよう。

焼入試料の累積変形曲線の傾斜は各鋼種ともほぼ同一であつたから、例えば $\tau_0=7.0 \text{ kg/mm}^2$ のもとで 200° まで

Fig.6 Cumulative flow amounts at 200° for various carbon steels, $\tau_0=7.0 \text{ kg/mm}^2$.

Fig.7 Cumulative flow amounts at 200° for quenched carbon steels and cold drawn ball bearing steel, $\tau_0=7.0, 3.6, 1.8 \text{ kg/mm}^2$.

−70° でサブゼロ処理をおこなつても累積変形量はほとんど増加しないようである。

次に振りモーメントをかせ $\tau_0 = 3.6$ および 1.8 kg/mm^2 として 200° までの累積変形量を測定すると Fig.7 のように累積変形量が剪断応力と比例する関係がえられた。

2. 室温時効ならびに焼戻した試料

Fig.1 から Fig.4 までに示した測定例のうち、焼入後室温時効したものおよび 300° 以下の焼戻をした試料では、軸受鋼と同様にそれぞれ室温あるいは焼戻温度付近に転移点があられ、それ以下では累積変形量は少く、それ以上では焼入試料の同じ温度区間の累積変形量に近づいている。転移点以下の累積変形量を焼鈍試料と比較すると S20 C では 200° の焼戻ですでに焼鈍試料と接近し、S 40 C, S 60 C では 300° の焼戻で焼鈍試料と接近するが、SK-3 は 300° 焼戻ではまだ焼鈍試料より大きく 400° 焼戻でようやく焼鈍試料に接近する。軸受鋼では前報にのべたように 840° より焼入した試料の累積変形量が S 40 C と同程度であるにもかかわらず、 300° で焼戻した試料でも SK-3 同様焼鈍試料より大きいから特殊元素の影響があると思われる。

3. 冷間加工した軸受鋼の累積変形曲線

冷間引抜加工した軸受鋼について $\tau_0 = 7.0 \text{ kg}$ のもとで 300° までの累積変形曲線を求めた。Fig.5 はこの結果であつて焼入鋼の場合と類似した挙動を示している。ただしこの場合には 220° 付近の折点はあらわれていない。常温時効および低温焼鈍による影響ならびに Fig.7 に示した応力による影響も焼入鋼の場合と同様といわれよう。

IV. 考 察

焼入した鋼が焼鈍鋼よりもクリープしやすいのは Cottrell⁽⁶⁾ の指摘のようにクリープ過程中におこる相変化がほとんど必ずクリープ速度の増大をもたらす一事例であろう。しかしクリープ速度の増大が相変化のあるときだけおこるとすると $0.23\% \text{ C}$ 鋼では焼戻第 1 段階の析出がおこらず⁽⁶⁾、したがって焼戻第 3 段階がはじまるまで累積変形量は焼鈍鋼に等しいことが期待されるが、Fig.1 に見られるように高炭素鋼と同様な挙動を示している。また SK-3 のように 300° で焼戻した試料でも低温においてなお焼鈍鋼より累積変形量が大きであつて、これと対応すべき相変化が

あるとは考えられない。これと反対に残留オーステナイトの分解によつてクリープ速度の増加が期待されるが、前述したように残留オーステナイト量とその分解温度付近の累積変形量の増加とは関係がないようである。

以上の点から考えると、この実験範囲のような比較的低温度では相変化に伴つてクリープ速度の増加がおこるといふよりも、マルテンサイト変態あるいは冷間加工によつて過剰な格子欠陥ができ、このような状態では格子欠陥の相互作用により降伏点は著しく上昇するにもかかわらず、微少な応力でも塑性流動がおきるのはなからうか。室温時効または焼戻の影響は転位に対する C 原子の固着作用と同様な理由によるものであろう。格子欠陥の濃度がマルテンサイトの C 濃度に応じて増加するものか否かは明らかではないが、Scheil の実験によれば焼入鋼の内耗の 200° ピークの高さは C 濃度に応じて増加している。冷間加工した鋼の内耗の 200° ピークもこれと同じ機構によるものとすれば、Köster の説のように 200° ピークの高さを転位密度に対応させることができ、したがって転位密度が C 濃度に応じて増加することになる。

V. 総 括

(1) $0.23\% \text{ C}$, $0.37\% \text{ C}$, $0.60\% \text{ C}$ および $1.00\% \text{ C}$ の 4 種類の炭素鋼を均一オーステナイト範囲の温度から焼入した試料について一定振りモーメントのもとで 300° まで定速加熱した時の微少塑性流動を測定したところ、これらの鋼では塑性変形能に対する焼入温度の影響はなく、水焼入した試料では塑性変形能は炭素量に比例して増大した。したがって前報軸受鋼の場合の塑性変形能に対する焼入温度の影響はマルテンサイトの炭素濃度の変化によるものである。

(2) 上記の試料に常温時効あるいは焼戻をすると、その塑性流動の加熱温度に対する挙動は軸受鋼の場合とほぼ同様であつた。焼戻温度以下の塑性変形能は低炭素鋼ほど低い焼戻温度で焼鈍鋼に接近する。

(3) 冷間で引抜加工した軸受鋼について焼入した低炭素鋼と同程度の微少塑性流動を認めた。低温焼鈍の影響も低炭素鋼の焼戻と同様であつた。

終りに試験材料を供された理研製鋼株式会社および山陽特殊製鋼株式会社に感謝する。

(5) A.H.Cottrell: *Dislocations and plastic Flow in Crystals*, (1953), p.215.

(6) F.E.Werner, B.L.Averbach, M.Cohen: *Trans. ASM*, **49** (1957), 823.