

## 軸受鋼巨大炭化物の均熱拡散\*

太田隆美\*\*・岡本一生\*\*・中村貞男\*\*\*・仕幸三郎\*\*

## Diffusion of Massive Carbides in Bearing Steels by Soaking.

Takayoshi ŌTA, Kazuo OKAMOTO, Sadao NAKAMURA and Saburo SHIKŌ

## Synopsis:

On the cost down of manufacturing bearing steel tubes, Hikari Works has adapted the continuously cast process and then studied the soaking process. The studies were mainly made with continuously cast blooms which have 260 mm square section and 180 mm octagonal section. A 350 mm square section conventional cast ingot was also examined for comparison.

Soaking was the necessary process to dissolve massive carbides in bearing steels. Without this process these carbides were decomposed by hot working but composed again in the annealing process. (Photo. 2, Fig. 6) The massive carbides appeared much at center parts of cross section of blooms or ingots, and size of the carbides was larger in larger cross section. (Fig. 2, Fig. 3) It seems that these massive carbides formed as the eutectics at the grain boundary segregate parts in non equilibrium solidification.

The massive carbides were dissolved by soaking. Experiments of soaking showed that the process was diffusional (Fig. 7). The soaking time became shorter at higher soaking temperature to 1260°C. Above this temperature the steel would be overheated.

The dissolution conditions depended on amount and size of the massive carbides. (Fig. 8) The carbides were analyzed as  $(Fe, Cr)_3C$ . In these constituents Cr is most difficult to diffuse. Therefore the dissolution conditions of the massive carbides were considered to be determined by diffusion of Cr. Single Cr sphere which had same size as maximum size of the massive carbides in blooms or ingots, was watched. During the soaking process Cr concentration of the sphere would be decreased to same concentration in matrix. These considerations gave eq. (4). From this equation and experimental results, the diffusion constants of the massive carbides in bearing steels were shown in table 2 and the activity energy to diffuse was  $1.63 \sim 1.79 \times 10^5$  Cal/g atom. Obtained diffusion constants were slightly lower and activity energy was slightly higher as compared to the case of diffusion of Cr in pure austenite. Therefore in the dissolution of the massive carbides was considered that the constituent atoms of the carbides separated out of molecular bond of cementite and diffused in segregate parts of the steels. From eq. (4), the relation of the diffusion constant and the activity energy eq. (5) and the experimental results, the dissolution conditions were derived as eq. (7). This equation showed that the conditions were determined by maximum size of the massive carbides in blooms or ingots. Calculation examples are shown in Fig. 7.

Finally, we approved that experimental results were able to apply the process of mass production of bearing steel.

(Received 22 April 1966)

## 1. 緒 言

軸受鋼管は一般に

製鋼→造塊→均熱→分塊圧延→軟化焼鈍→ビレット加工→熱間押出→球状化焼鈍

の工程で製造されている。製造コスト低下の一つとして光製鉄所では、圧延工程を省略した。

製鋼→連続製造→均熱→軟化焼鈍→ビレット加工

→熱間押出→球状化焼鈍

の工程による製造を行なっているが、さらにコスト低下

の点からこの工程に含まれている均熱工程についての検討を行なうことにしたのである。

均熱工程は軸受鋼の鑄造組織にみられる巨大炭化物の消滅およびそれに付随して製品鋼管の顕微鏡組織にみられるしま状炭化物偏析の消滅のために行なわれる工程とされている。したがってまず鑄造組織での巨大炭化物の

\* 昭和40年10月本会講演大会にて発表

昭和41年4月26日受付

\*\* 八幡製鉄(株)光製鉄所

\*\*\* 八幡製鉄(株)光製鉄所・工博

分布状態と組成を調査した。2番目に均熱工程を経ない場合についての熱間加工，球状化焼鈍による巨大炭化物の変化の状態を調べ，巨大炭化物の消滅に対する均熱工程の必要性を確認した。3番目に均熱条件の簡略化によるコスト低下のための均熱拡散実験を行なった。

軸受鋼の巨大炭化物の均熱拡散には高温長時間を要することから，出口は巨大炭化物の成因として，Pの偏析によるFe-C-P 3元状態図を基にした説明を行なっているが，その後発達した機器分析器により解析した結果，特にPの偏析は関係していないようであり，新たに村上のFe-C-Cr 3元状態図による巨大炭化物の成因についての考察を加えた。

また巨大炭化物の性状調査と均熱拡散実験結果から，巨大炭化物を消滅させるための均熱拡散条件が，鑄造組織に存在する巨大炭化物の大きさに関する傾向のみられるところから，均熱拡散条件および拡散機構について考察を加えた。なお試料には主として連続鑄造材を使用し，普通鋼塊は比較材として使用した。

最後に得られた実験室結果から生産現場に適用すべく，生産材ブルームについて現場均熱炉にて均熱拡散試験を行ない生産工程に適用できることを確認した。

## 2. 巨大炭化物の性状

### 2.1 巨大炭化物の分布

横断面 260 mm φ 連続鑄造ブルームおよび横断面 350 mm φ 普通鋼塊から (以下それぞれ CC26, I35とする) Fig. 1 のように横断面中心，中間，外側の各2個の試料を採取し，800倍200視野に認められる 5 μ 以上の巨大炭化物を測定し，5~10 μ, 10~15 μ, 15~30 μ, 30 μ 以上の各範囲の個数として整理すると Fig. 2 の結果になる。巨大炭化物は横断面中心に多く大きく，また普通鋼塊の調査によると，トップ側に多くボトム側に少ない傾向がある。Fig. 2 の分布状態から，巨大炭化物の均熱拡散には，ブルームあるいは鋼塊の横断面中心部分にある大き

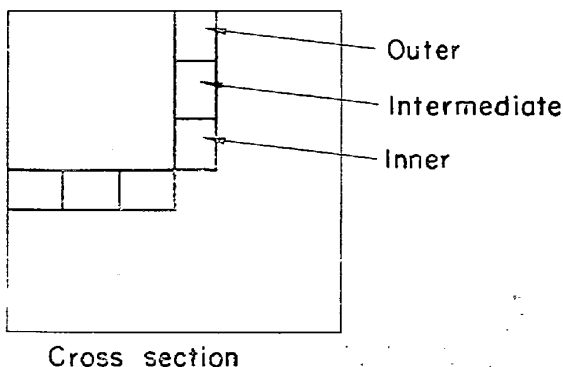


Fig. 1. Sampling.

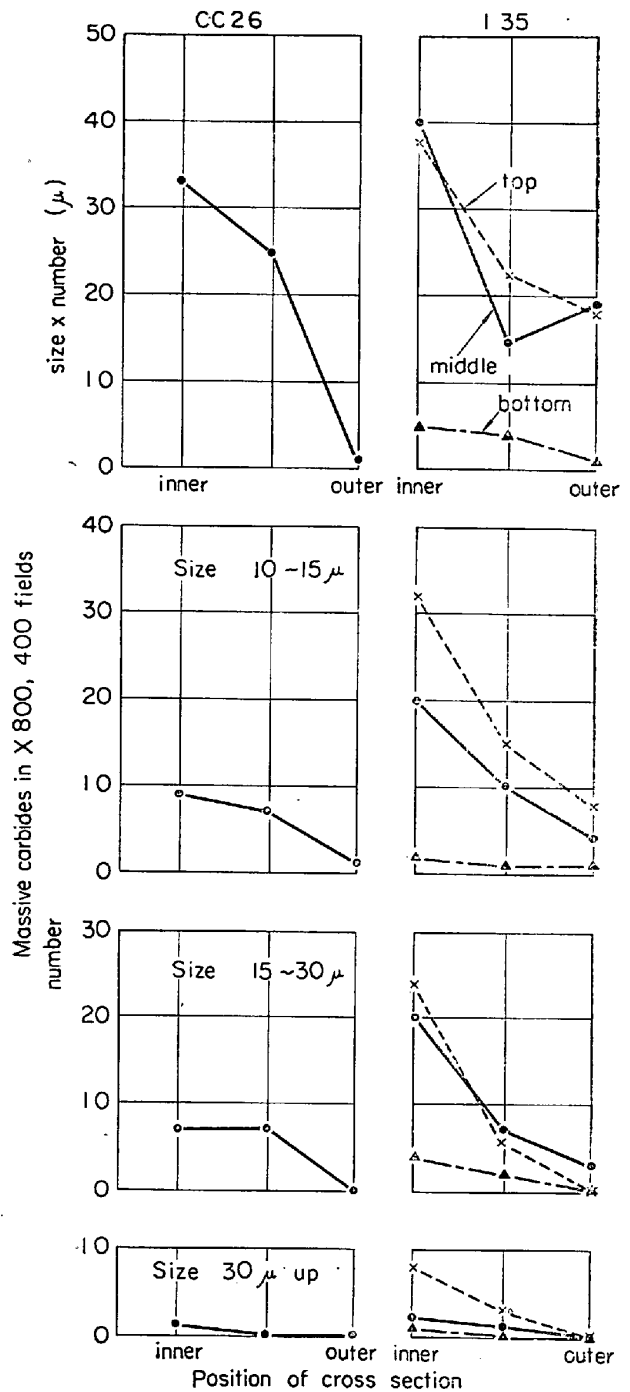


Fig. 2. Distribution of massive carbides in a continuously cast bloom and a conventional ingot.

き 30 μ 以上の巨大炭化物に注目すれば良いことがわかる。

30 μ 以上の巨大炭化物を，横断面中心試料各2個のそれぞれ 20×20 mm 内に認められるものすべての個数として調査すると，Fig. 3 のようになり (CC18 は対辺距離 180 mm 八角連続鑄造ブルーム)，ブルームおよび鋼塊横断面寸法の小さなものほど巨大炭化物は少なくその

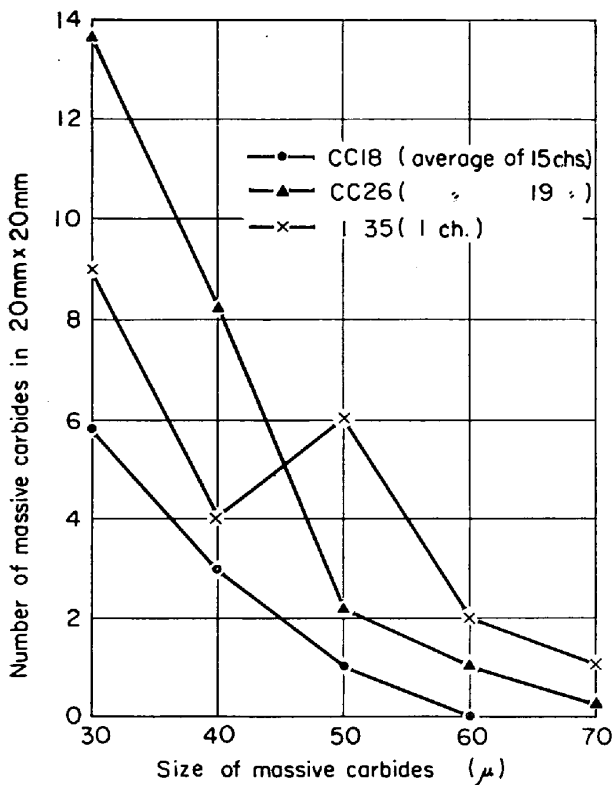


Fig. 3. Amount of  $30\mu$  up massive carbides in inner specimens of continuously cast blooms and a conventional ingot.

最大径も小さくなる傾向がある。この状態は横断面中心試料の鑄造組織 Photo. 1 にも認められ、普通鋼塊よりも凝固速度が速く、横断面寸法も小さくできる連続鑄造ブルームの方が鑄造組織が微細であつて、粒界も細く、そこに現われる巨大炭化物も小さく少なくなる傾向がある。

## 2.2 巨大炭化物組成

巨大炭化物の化学組成を求めるために、巨大炭化物を含む試料を  $930^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min}$  加熱後水冷して、他の炭化物を固溶させ巨大炭化物のみを残すようにしておき、その試料から電解により巨大炭化物の抽出残査を得、化学分析した結果は Table 1 のようになった。佐藤<sup>3)</sup>によると炭化物が  $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$  の場合  $\text{Cr} < 16\%$ 、 $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$  の場合  $\text{Cr} > 36\%$  であつて、抽出残査中の Cr 量は  $< 16\%$  であることから巨大炭化物組成は  $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$  であるといえる。セメントイトであると C は約  $6.7\%$  になるはずであるのに分析値が高いのは、電解試料作成時に焼入れ処理をしたためであつて上野<sup>4)</sup>も同様の結果を得ている。

巨大炭化物の X 線回折結果も  $\text{Fe}_3\text{C}$  標準試料と同じ回折線が得られ、それ以外の回折線は検出されなかつた。次にマイクロアナライザーにより Cr, Mn, V, P などについて走査解析したところ Cr のみ Fig. 4 のように

Table 1. Chemical analysis of massive carbides. (%)

	Amount of residue	Fe	Cr	Mn	C	Total
CC18	5.8	59.5	8.9	1.8	12.7	82.9
CC26	6.5	59.3	8.7	1.4	11.7	81.1
I 35	7.8	60.3	8.2	1.7	10.4	80.6

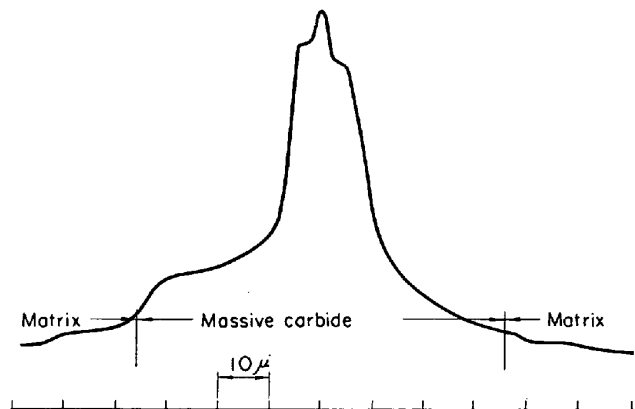


Fig. 4. Distribution of Cr constituents in a massive carbide with electro microprobe beam scanning.

検出され、その量も基地の部分より 7 倍程度高くなつてゐることを認めた。出口は巨大炭化物の成因として P の偏析をいつているが、P は検出されずそれが巨大炭化物の主成因になつてゐるとは考えられない。

## 2.3 巨大炭化物成因についての考察

軸受鋼の巨大炭化物については、出口<sup>5)</sup>が、Fe-C-P 3 元状態図から、凝固の際の P の偏析により高 P 部に共晶反応として巨大炭化物が現われ得ると説明しているが、マイクロアナライザーでの解析結果からも巨大炭化物に P の偏析は認められず、P が巨大炭化物の主成因とは考えられない。ただし出口によつても鋼塊中心偏析部では C, Cr が高く C  $2.2\%$ , Cr  $2.3\%$  程度になり得るとしてゐて、この組成では Fe-C 二元共晶として十分巨大炭化物が晶出する可能性がある。しかも Fe-C に Cr が含まれると、村上<sup>2)</sup>の Fe-C-Cr 3 元状態図 Fig. 5 のように C のより低い側で共晶反応が起こり得る。さらに一般操業のように不平衡な冷却でも C の低い側で共晶反応が起こり、これら偏析と不平衡冷却の点から共晶反応を起こりやすくする。すなわち中心偏析部で溶鋼からのセメントイトは冷却とともに連続して晶出し、巨大炭化物になると考えられる。

このように晶出した巨大炭化物は Fig. 5 によると共晶点は Cr 量とともに 2 元共晶の  $1145^{\circ}\text{C}$  から  $1185^{\circ}\text{C}$

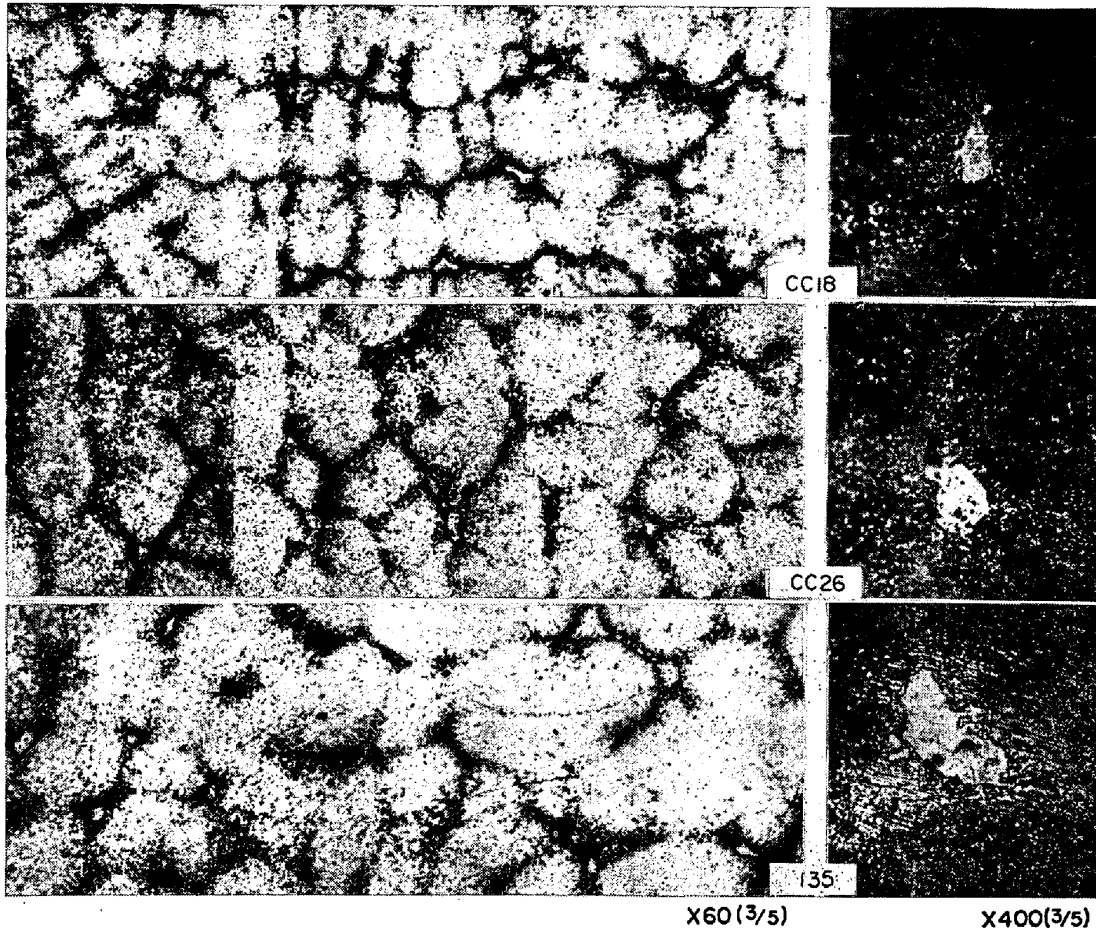


Photo. 1. As-cast structures of continuously cast blooms (CC 18 : 180 mm octagonal, CC 26 : 260 mm square section) and a conventional cast ingot (135 : 350 mm square section).

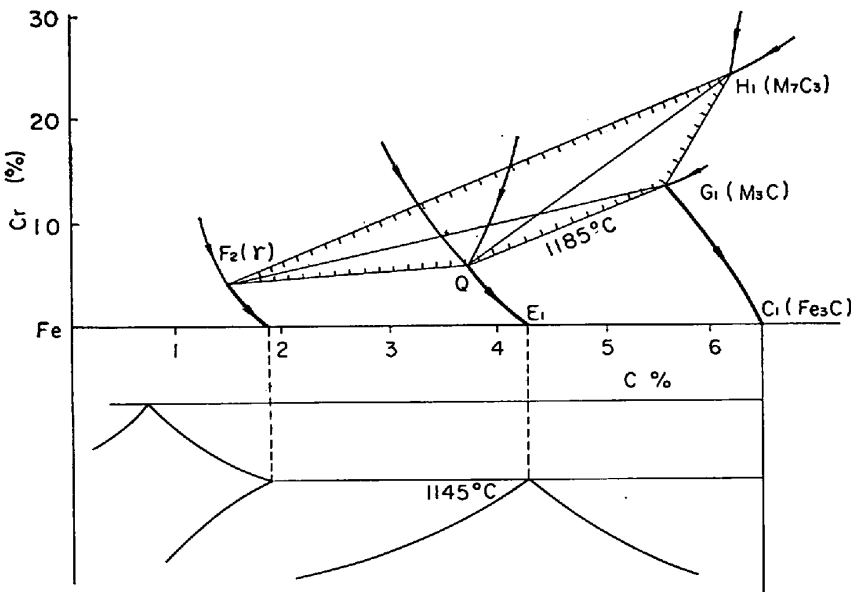


Fig. 5. Fe-C-Cr equilibrium diagram. (by T. MURAKAMI)

の高温まで安定に存在するものがあり得て、巨大炭化物の均熱拡散にはかなりの高温均熱が必要とされるのである。

化物を調査した。800倍400視野検鏡による5μ以上の巨大炭化物個数を測定し、鍛造材および鍛造後焼鈍材の測定値については加工比に相当してその値を1/25に

これらの点から巨大炭化物の発生を防ぐには、1) C量を少なくする、2) 偏析の起こりにくい凝固区間の短縮できる化学組成にする、3) 凝固区間を急冷する。この点で連続 casting 材は秀れているといえる、4) Crより炭化物生成傾向が強く安定な炭化物を作る元素を添加して炭化物核を分散させることが考えられる。

### 3. 巨大炭化物におよぼす熱間加工、球状化焼鈍の影響

巨大炭化物の消滅に対する均熱工程の効果を調査するため、CC26 ブルーム横断面中心試料を均熱しないで加工比25に鍛造し、球状化焼鈍して各段階で巨大炭

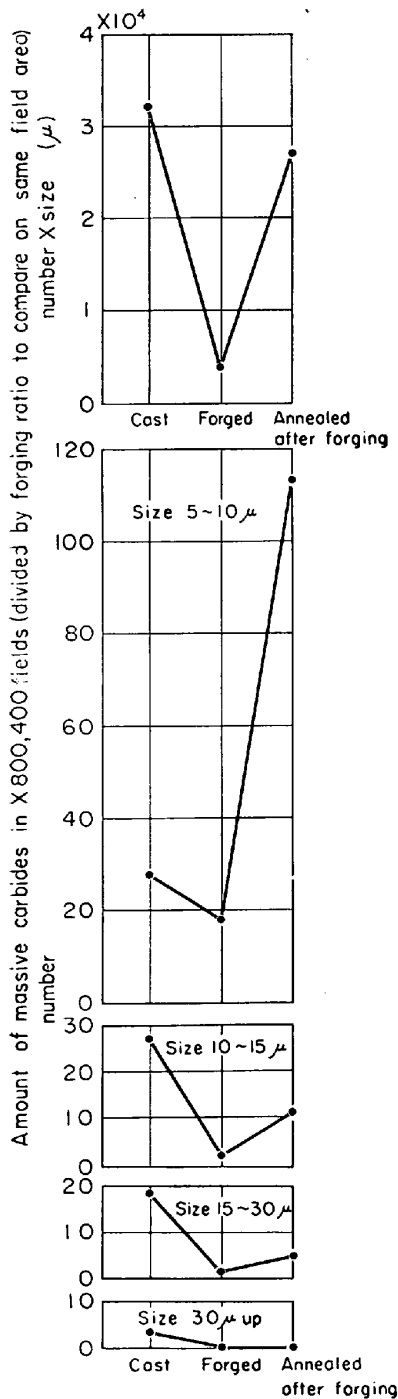


Fig. 6. Amount of massive carbides in cast, forged and annealed structure after forging.

して同一対応面積内の個数に換算して比較すると Fig. 6 のようになる。巨大炭化物量は鍛造組織に比べ鍛造で少なくなるが、その後焼鈍することにより元の程度に多くなる。大きさ別の個数の変化でみると、鍛造により巨大炭化物が小さくなるが、その後焼鈍すると小さく数多い巨大炭化物がふたたび析出する。その状態を Photo. 2 でみると、鍛造組織での粒界偏析が鍛造後しま状偏析として残り巨大炭化物も小さくなる。その後球状化焼鈍を行

なうとこの細くなつた偏析線に炭化物が析出しやすく、比較的小さな巨大炭化物としてふたたび析出すると考えられ、粒界偏析を十分拡散させておく意味でも均熱工程は必要であることがわかる。

#### 4. 均熱拡散実験

##### 4.1 均熱拡散条件

連続鍛造ブルームおよび鋼塊のミドル部から1辺30mm立方の横断面中心試料を採取し、マッフル電気炉で所定時間均熱後取り出し、それぞれの均熱温度で20×20mm全面について5μ以上の巨大炭化物の消滅する時間を求めて均熱条件とすると Fig. 7 のようになる。これは均熱拡散の様相を示していて、均熱温度の高いほど均熱時間は短縮される。また鍛造横断面積の小さいほど均熱時間は短縮され、鍛造状態での巨大炭化物分布と対応している。なお I 35 の測定値は試料数が少なくばらつきが大きかった。

均熱条件のばらつきをみるために、CC18, CC26それぞれ数鋼番、比較のための I 35 1鋼番について、1200°Cでの巨大炭化物を消滅させる均熱時間を求め、その値を鍛造組織にみられた巨大炭化物量(20×20mm面にみられる30μ以上粒径×個数)、巨大炭化物最大粒径(同じ20×20mm面にみられるもの)との関係で示すと Fig. 8 のようになる。図から均熱時間は鍛造横断面各寸法でそれぞれ近い値を示し、そのばらつきも巨大炭化物量あるいは巨大炭化物最大粒径と関係することがわかる。

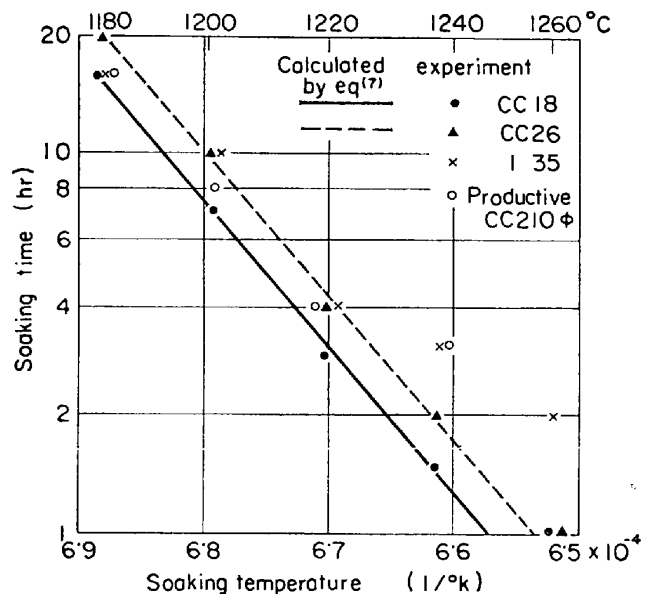


Fig. 7. Dissolve conditions of massive carbides by soaking.

4.2 許容最高均熱温度

均熱拡散により巨大炭化物が消滅するとすれば、温度を高くするほど著しく均熱時間を短縮できると考えられ

るので、鋼材に悪影響を与えない許容最高温度を調査した。連続鑄造ブルームよりシャルピーUノッチ JIS 3 号試片を作成し、1150~1340°C の範囲でそれぞれ 10 min

保持の加熱を行ない熱間衝撃を行なった。結果は Fig. 9 のとおりであつて、1260°C 以下に対し1280°C 以上になると衝撃値が急減し、破面も脆性破面となつた。

また NH<sub>4</sub>NO<sub>3</sub> 飽和溶液の電解腐食によつて顕微鏡組織をみても Photo. 3 のように 1280°C 以上で過熱の起こつていることがわかり均熱温度は 1260°C を越えないように注意する必要がある。

4.3 均熱拡散条件についての

考察

軸受鋼の巨大炭化物はセメンタイト (Fe, Cr)<sub>3</sub>C であつて、成因について述べたように1145~1185°C 以上では溶解する。一方 1260°C 以下の加熱温度であれば鋼材に悪影響を与えないので、これらの温度範囲に加熱すると巨大炭化物は固溶され、その後均熱により巨大炭化物各成分が拡散して基地との濃度差がなくなつて巨大炭化物を消滅することができる。この点 WC を含む工具鋼の場合のように、均熱温度範囲が無く、鍛造によらないと炭化物の分散ができないものと異なるのである。

巨大炭化物組成は (Fe, Cr)<sub>3</sub>C であり、拡散の点ではこの組成で最も拡散しにくい Cr に注目すれば良いといえる。均熱実験からも Fig. 8 のように均熱条件は巨大炭化物最大径と関係があり、また鑄造組織での巨大炭化物の分布状態は Photo. 1 のように各巨大炭化物間の間隔はその大きさに比べ十分大きいから、巨大炭化物の最大大きさの1個の Cr 球が無限基地中を拡散する場合を仮定して均熱拡散の計算を行なうと、巨大炭化物を十分消滅させる条件を得ることができよう。

拡散の式は球座標で

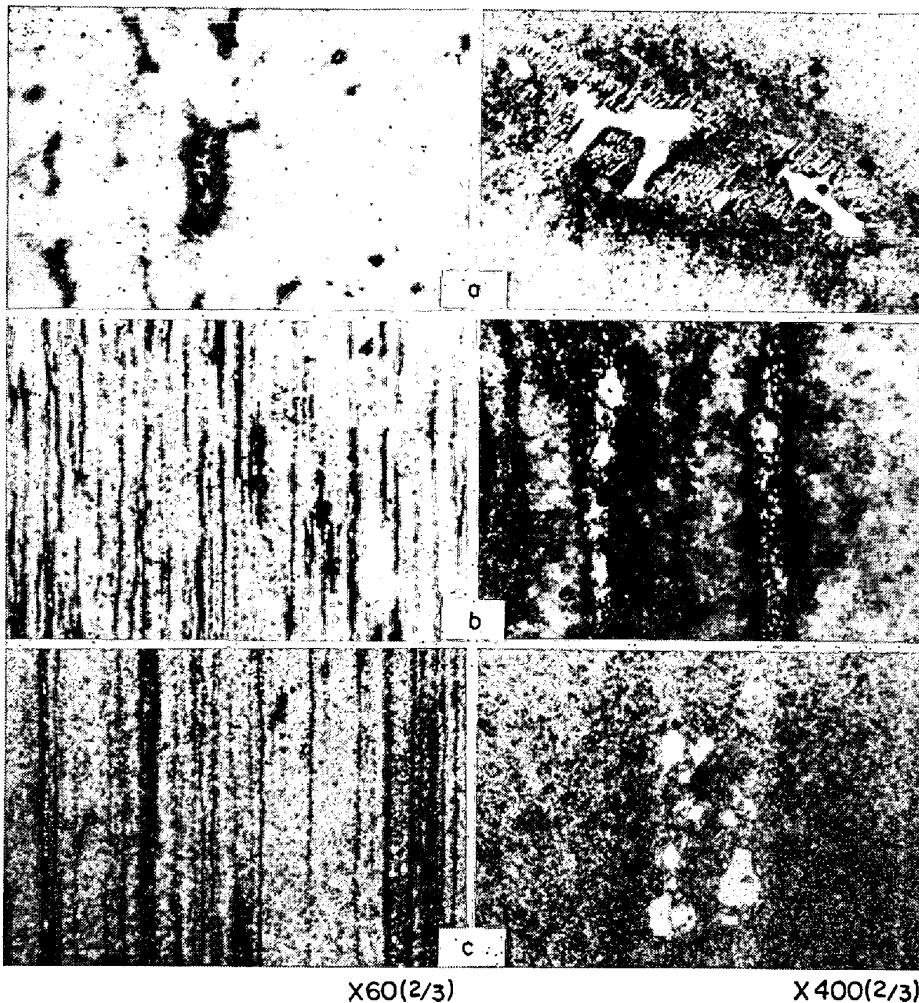


Photo. 2. Structure including massive carbides without soaking. a) as cast b) forged (25s) c) annealed after forging

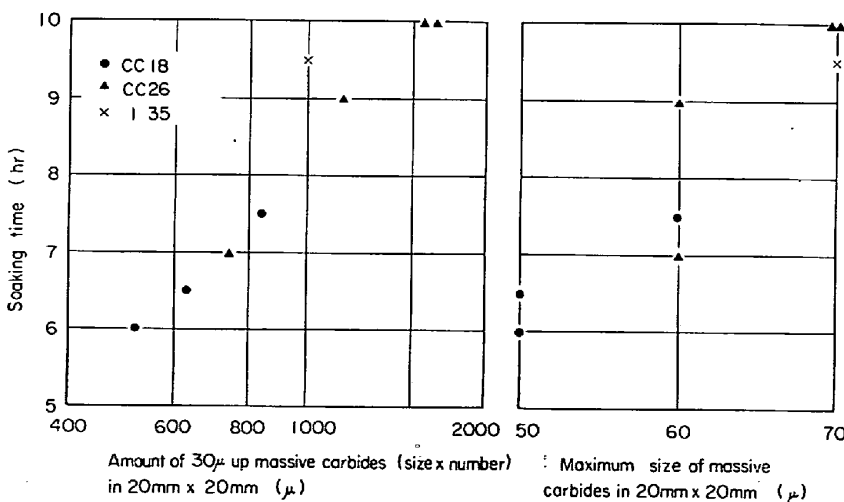
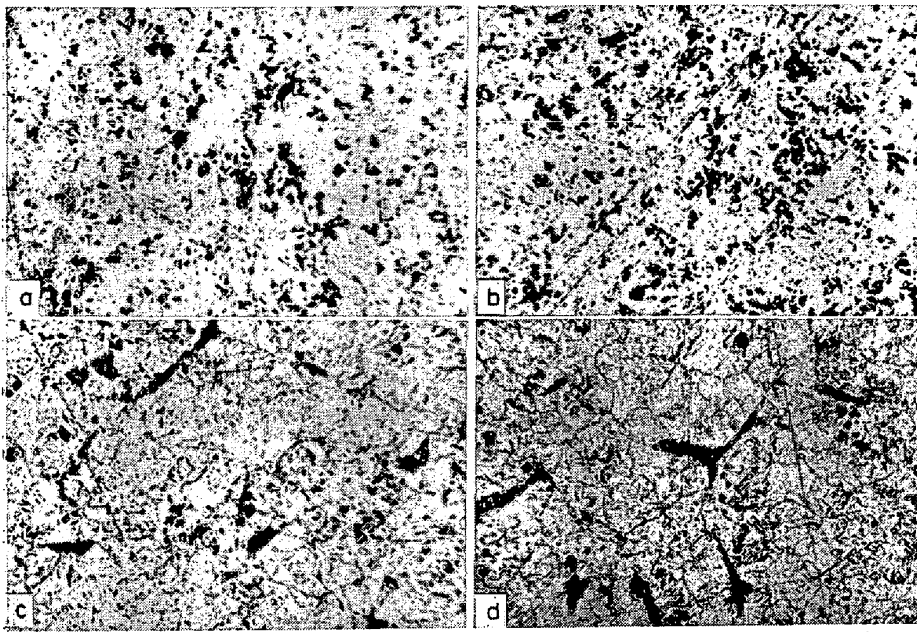


Fig. 8. Soaking time vs. amount and maximum size of massive carbides at 1200°C soaking.



X100(2/3)

Photo. 3. Structures of bearing steels at elevated temperature.  
a) 1240°C, b) 1260°C, c) 1280°C, d) 1300°C, (etched in NH<sub>4</sub>NO<sub>3</sub>)

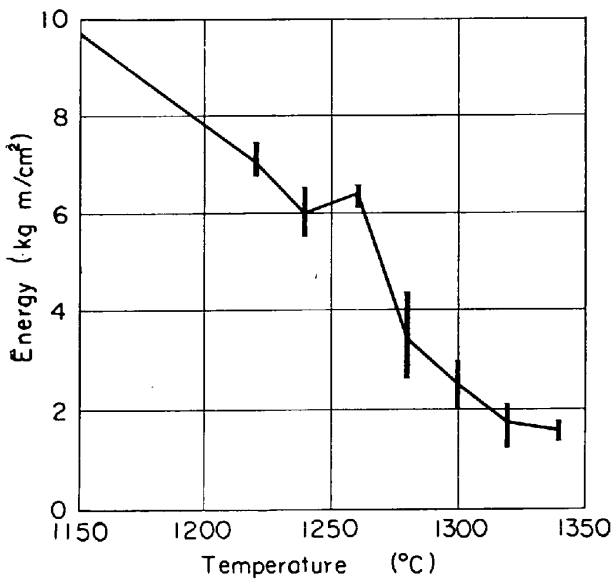


Fig. 9. U notch Charpy impact tests on bearing steel at elevated temperature.

Table 2. Diffusion constant. (10<sup>-10</sup>cm<sup>2</sup>/sec)

Temp.(°C)	CC18	CC26	Cr in Fe <sup>5)</sup>
1150	—	—	6.8
1180	0.98	1.1	—
1200	2.2	2.1	17~81
1220	4.7	5.3	—
1240	7.8	11.6	—
1260	15.6	21.3	—
1300	—	—	220~530

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{D}{r} \frac{\partial^2(rC)}{\partial r^2} \dots\dots (1)$$

C: Cr の基地に対する巨大炭化物中の濃度差

D: Cr の基地中の拡散定数,  
r: 球座標, t: 時間, a: Cr 球の半径

であつて, これを初期条件

$$C_{t=0}, r \leq a = C_0, C_{t=0}, r > a = 0$$

のもとに解くと

$$\frac{C}{C_0} = \frac{2a}{\pi r} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{(-1)^{n+1}}{n} \exp \left( -\frac{n^2 \pi^2 D t}{a^2} \right) \sin \frac{n \pi r}{a} \dots\dots\dots (2)$$

になる. 計算を簡単にするため球の中心の濃度 C<sub>c</sub> の変化に注目することにする

$$\frac{C_c}{C_0} = \lim_{r \rightarrow 0} \frac{C}{C_0} = 2 \sum_{n=1}^{\infty} (-1)^{n+1} \exp \left( -\frac{n^2 \pi^2}{4} \frac{4 D t}{a^2} \right) = f \left( \frac{4 D t}{a^2} \right) \dots\dots\dots (3)$$

の関係が得られる. (3)は Fig. 10 に示される関係となる. マイクロアナライザーでの解析結果によると Cr 濃度は基地に対し巨大炭化物内では7倍程度になるから, その差として C<sub>0</sub> は6倍となる. Fig. 10 で

$$4 D t / a^2 = 2.5 \dots\dots\dots (4)$$

になると C<sub>c</sub>/C<sub>0</sub> = 0.004 であり, C は基地との差が 1/100 倍程度になつて十分拡散が進み基地との差はなくなるといえる.

(4)において巨大炭化物最大粒径については Fig. 3

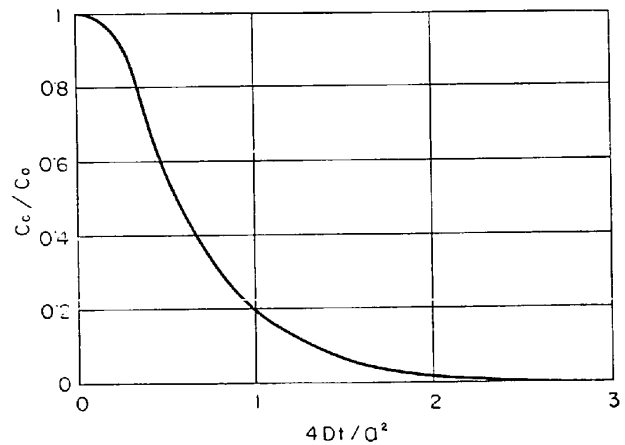


Fig. 10. Change of concentration in diffusional process by eq.(3)

から CC18 は  $2a=60\mu$ , CC26 は  $2a=70\mu$  とし,  $t$  は Fig. 7 で示される均熱条件から定めて拡散定数  $D$  を求めると Table 2 のようになり,  $SE_{ITH}$  の Fe 中の Cr の拡散定数に比べるとやや低くなっている.

拡散のための活性化エネルギー  $Q$  は拡散定数との間に

$$\ln D = \ln A - Q/(RT) \dots\dots\dots (5)$$

$A$ : 定数,  $R$ : 気体定数,  $T$ : 絶対温度

の関係があり, Table 2 から CC18 の場合  $Q=1.63 \times 10^5$  Cal/g-atom, CC26 の場合  $Q=1.79 \times 10^5$  Cal/g-atom である. これは Table 2 から得られる  $SE_{ITH}$  の結果  $1.58 \sim 1.81 \times 10^5$  Cal/g-atom によく一致している. しかし最近の測定結果によると, オーステナイト中の Cr の拡散活性化エネルギーは  $0.41 \sim 0.97 \times 10^5$  Cal/g-atom であつて<sup>9)</sup>, 巨大炭化物の場合はやや高いが order としては近い値になつている.

これらの点から巨大炭化物の拡散については, 拡散活性化エネルギーが Cr ののと類似していることから, Cr の拡散が主役であつて, ただ巨大炭化物の拡散の場合, セメント分子結合からの解離エネルギーを要しつつ拡散の進むことと, 偏析部での拡散であるために, 拡散の活性化エネルギーはやや高く拡散定数は低目となつて拡散しにくくなると考えられる.

(4), (5) から

$$\ln t = Q/(RT) - \ln A + \ln(2.5 a^2/4) \dots\dots\dots (6)$$

の関係が得られ,  $Q$  に巨大炭化物の拡散活性化エネルギーの平均値あるいは  $SE_{ITH}$  の値の平均値として  $1.7 \times 10^5$  Cal/g-atom,  $A$  を (5) において例えば  $1200^\circ\text{C}$  での巨大炭化物の実験値を使用して整理すると,

$$\ln t_h = 86300/T - 44.56 + \ln(2.5 a^2/4) \dots\dots\dots (7)$$

$t_h$ : hr,  $T$ :  $^\circ\text{K}$ ,  $a$ : cm

のように表わせて, 巨大炭化物の均熱拡散条件は鑄造組織にみられる最大巨大炭化物粒径によつて計算することができる. CC18, CC26 についての計算例を Fig. 7 に示した.

## 5. 生産材ブルームへの適用

以上の実験室結果が実際の生産材ブルームで現場加熱炉によつて均熱拡散を行なつた場合にどの程度適用しうるものであるかを確認するために, 生産規模での均熱拡散試験を行なつた.

試験材には連続鑄造ブルームで比較的生産量の多い横断面が  $210\text{ mm } \phi$  で長さ  $2800\text{ mm}$  に切断した生産ブルームを選び, 現場均熱炉 (水蒸気霧化重油焚き間接加熱炉, 炉容  $3100 \times 3500 \times 1800\text{ mm}^3$ ) で 20 本装入による均熱拡散試験を行なつた. 加熱条件は室温から加熱温度

( $1180, 1200, 1220, 1240^\circ\text{C}$ ) まで約 6hr で昇温後, 加熱温度により 2~20hr の適当時間保定後放冷した. 測温方法は Pt-Pt-Rh の熱電対をブルーム横断面, 長さ方向および炉内位置を考慮して 18 個所にセットして測温し, 炉内温度のバラツキが均熱拡散試験結果に影響しないよう加熱方法に注意を払つた. すなわち, ブルームの温度が目標温度の  $\pm 5^\circ\text{C}$  の範囲を越えた部分は巨大炭化物調査の対象外とした.

均熱拡散後, ブルームは長手方向先端, 中央および後端で横断面中心位置から  $50\text{ mm } \phi$  の試料を採取し, 横断面全視野における巨大炭化物の有無を炭化物大きさ  $5\mu$  以上を対象に 200 倍率の顕微鏡によつて検査し, その結果を Fig. 7 にあわせ示した. 図の上からは高温側で実験室結果と差を生じているように見えるが, 縦軸は対数目盛であつて絶対値では均熱処理上のバラツキの範囲内といえ, 生産規模での試験結果が実験室結果とほぼ一致していることが明らかとなつた.

生産規模での上記の結果から, 生産工程では炉の寿命・能力という点で均熱温度を  $1200^\circ\text{C}$  とし, 炉内装入量に対する昇温時間, 他の作業工程との関連, 作業交代時間などを考慮して  $1200^\circ\text{C}$  で標準作業時間を決定し, 加えて温度管理を厳しく行ない品質向上, コスト低下など著しい好成績を得ている.

## 6. 結 言

軸受鋼の巨大炭化物の分布, 組成, その消滅のための均熱の効果について調査し, 成因および均熱拡散について考察し, また生産材ブルームへの適用試験を行なつた.

巨大炭化物は鑄造組織の粒界に不規則に存在し, 凝固速度の遅いほど, すなわち鋼塊横断面の大きいもの, 横断面中心ほどまた急冷される連続鑄造ブルームよりも普通鋼塊の方が, その粒界が太く, したがつて巨大炭化物も大きくなる.

巨大炭化物の組成は  $(\text{Fe, Cr})_3\text{C}$  であり, 偏析部では Fe-Cr-C 3 元系での不平衡凝固により生成する可能性がある. マイクロアナライザー解析結果, 出口がその一成因と考察した P の偏析はみられなかつた.

巨大炭化物は均熱により拡散消滅し, 鋼材に悪影響を与えない許容最高温度  $1260^\circ\text{C}$  以下の高温均熱により均熱時間を短縮できる. また鑄造組織での巨大炭化物の大きさの小さいほど, その拡散消滅は容易である. これらの点から巨大炭化物組成  $(\text{Fe, Cr})_3\text{C}$  中でもつとも拡散しにくい Cr の拡散に注目して鑄造組織にみられる巨大炭化物粒径によつてその均熱拡散条件を求める計算式を導びき, 巨大炭化物の均熱拡散機構の考察を行なつた.



すなわち巨大炭化物の拡散活性化エネルギーはオーステナイト中の Cr のよりやや高く、拡散定数は Fe 中の Cr の拡散の場合よりやや低い傾向にあり、巨大炭化物の拡散消滅は、セメント分子結合より各組成原子が解離し、偏析部を伴う不純鋼材中を拡散する過程であるといえる。したがってその均熱拡散条件はもつとも拡散速度の遅い Cr の拡散によつて定まると考えられる。

また生産材ブルームへの適用試験を行なつたところ、実験室結果とほぼ一致し生産工程に適用して作業時間の著しい短縮をはかることができた。

なお連続鑄造ブルームは普通鋼塊に比べ均熱拡散条件がより低温度側短時間側で巨大炭化物の消滅をはかり得ることが明らかとなつたが、このことは連続鑄造ブルーム

での鑄造組織が微細でその結晶粒界に存在する巨大炭化物も小さく少ないことによると考えられる。

終りにこの研究を進める上で懇切なご助言をいただいた名古屋工業大学矢島悦次郎教授に深く感謝の意を表します。

#### 文 献

- 1) 出口: 鉄と鋼, 38 (1952) 6, p. 406
- 2) 村上, 錦織, 初田: 金属の研究, 6 (1929), p. 313, 8 (1931), p. 81
- 3) 佐藤, 西沢: 日本金属学会誌, 19 (1955) 6, p. 385
- 4) 上野, 中島: 鉄と鋼, 43 (1957) 8, p. 818
- 5) W. SEITH: Diffusion in Metallen, (1955), p. 57
- 6) 邦武: 日本金属学会報, 3 (1964) 9, p. 466

## 熱間ねじり試験による鉄鋼の熱間加工性の評価に関する研究\*

両 角 不 二 雄\*\*

### Study on the Evaluation of Hot Workability of Steels by Hot Torsion Tests.

Fujio MOROZUMI

#### Synopsis:

Occurrence of cracks in tube-making, particularly in piercing tube blanks, constitutes one of the important problems, and has been studied on its various aspects since many years; research efforts have also been made to find an effective method for determining the optimum working temperature, however, without any satisfactory result. It was seemed that the hot twisting test was a valid method for advancing these studies, but because the deforming mechanism in the course of twisting was not as yet clarified, the extent and scope of this validity were not considered to be sufficiently established. For this reason, the author developed a device capable of easily measuring not only the torque and the number of revolutions at fracture, but also the secondary stress in gauge direction caused by twists, and examined the twisting deformation patterns and importance of the secondary stress in determining the hot workability. In this way, the following conclusions were obtained.

(1) The secondary stress occurring in the course of twisting is the phenomenon accompanying shearing, and acts as tension at a temperature higher than the recrystallization temperature.

(2) There exists a certain relationship between the shearing strain ( $\epsilon'$ ) and the absolute temperature ( $T_K$ ) at which the secondary tensile stress appears within the range of austenite temperature examined.

$$\epsilon' = \epsilon_0 \cdot (T_K)^{-R}$$

It seem to us that there is a close relationship between this fact and the recrystallization of material.

(3) The intensity of secondary tensile stress ( $\sigma_t$ ) is determined by strain ( $\epsilon$ ), strain rate ( $\dot{\epsilon}$ ) and absolute temperature ( $T_K$ ); and these correlation can be expressed in the equation.

$$\sigma_t = \log K \cdot (\epsilon^m \cdot \dot{\epsilon}^n \cdot T_K^A)$$

where  $m$ ,  $n$  and  $A$  are the constants incidental to a particular material;  $n$  indicates the sensitivity to speed,  $A$  represents that to temperature.

(4) The patterns of deformation in hot working of steel can be generally classified into three types, in relation to the stress, the strain and the fracturing shape.

\* 昭和35年4月, 36年10月本会講演大会にて発表 昭和41年5月20日受付

\*\* 日本鋼管(株)技術研究所