

算出し、これらと穿孔指数 D_i との関係を求めてみたが \bar{X}_B , \bar{X}_A のバラツキ範囲に限定されてこの範囲中では相関関係が見出されなかつた。

一方マイクロ Pb の個数および大きさより一平方耗当りマイクロ Pb の面積 SP_b を概算し (Pb sonims は一率に 0.5 の係数を乗じて算出) SP_b と D_i との関係を求めてみた。この場合も化学成分値と D_i との関係とほぼ同様で $d(1/D_i)/dSP_b$ すなわち傾斜は $SP_b: 300\mu^2/mm^2$ 以上では低い値を採ると見られる。(図省略)

V. 結 言

鉛量を異にする S50C 系, SCr4 系および SCM22F 系の各種の熱処理素材についてドリル試験を行い穿孔指数を算出して各鋼種別に切削性と鉛量, 熱処理 (㊦, ㊧, ㊨) およびミクロ的な鉛の大きさ, 鉛の観測面積などとの関係を調査した。一方鉛のみ異なる同一チャージの素材について旋盤による V-T 値, 切削力と熱処理の関係を調査した。なおドリル指数と旋盤切削との関連やその他熱処理組織などの関係については今後引続いて調査を進める積りである。

(91) 円錐形試験片の塑性変形
(高マンガン鋼の研究)

On the Plastic Deformation of Cone-Shaped Specimens.

(Study of high manganese steel)

Harunobu Fujii, et alius.

宇部興産, 中央研究所

理 木戸 行男・○藤井 晴信

I. 緒 言

高 Mn 鋼が冷間加工によつてどのように硬化するかを容易に知る方法があるならば, この鋼に対する各種の元素含有量の影響を, 生きた姿で知ることができると考える。加工硬化が塑性的な変形量に, ほぼ比例することはすでに知られているので, 例えば円錐形試験片を頂点の側から軸方向に圧縮または打撃すれば, 円錐の角度が適当であれば多分その軸上において変形の最大から, 全然変形をうけない所までの一連の加工状態があたえられるであらう。一方すでに D. Niconoff¹⁾ は 60° の頂角の試験片を軸方向に打つことによつて軸方向の硬度分布を研究し, 本鋼の加工硬化の本性についても説をなしている。よつて同じ形状の試験片を用いて加工硬化性を研究することとし, まずこの試験法を検討する意味で実験を進めたところ, 高 Mn 鋼の変形特性についていささか

の知見を加えることができた。

II. 実験の方法

試験片の形状は底面 10mmφ で基部に高さ 10mm の円柱を有する 60° の円錐である。これを手動のドロップ・ハンマーで打ち変形の模様を観察し諸量を測定した。試片は 10kg 鋼塊を鍛伸したのから削り出し, 高純度アルゴン中で 1050°C 30 分均熱の後水冷した。寸法の測定には万能投影器を, 硬度測定には微少硬度計 (荷重 500g) を用いた。

III. 実験の結果

i) 通常組成試料による実験

試料は C 1.18%, Si 0.20%, Mn 13.85%, P 0.05%, S 0.013%, Cr 0.21%, (Cr は不純物として混入したの) なる組成である。Fig. 1 は 1 回の打撃による打

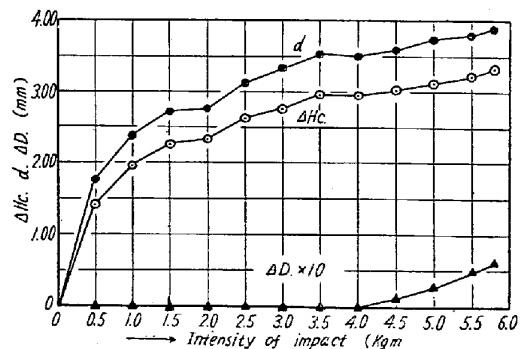


Fig. 1. Relations between intensity of impact and deformation of cone-shaped specimens.

撃力と変形量との関係を示す, 図において ΔHc は円錐部の高さの減少, ΔD は円錐基部の直径の増加, d は打撃によつて生じた円錐上部底面の径である。頂角 θ は製作上多少の不同がありこれが上述諸量に影響をおよぼす

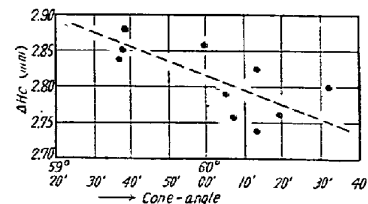


Fig. 2. Relations between cone-angle and deformation (ΔHc).

(Single blow of 3.0kg m intensity)

管である。Fig. 2 はこれを 3.0kg m の打撃で ΔHc について調べた結果で, かなりばらつくが鎖線に示すごとく大体逆比例関係が認められる。この鎖線についていえば θ に 25' の変動があつた時 ΔHc の変動は約 1.8% である。本実験では $\theta = (60^\circ \pm 10')$ 以内にとどめることとした。4.0kg m 以下の打撃力では ΔD を認めない。これをこえるとほぼ打撃力に比例して ΔD が増す。

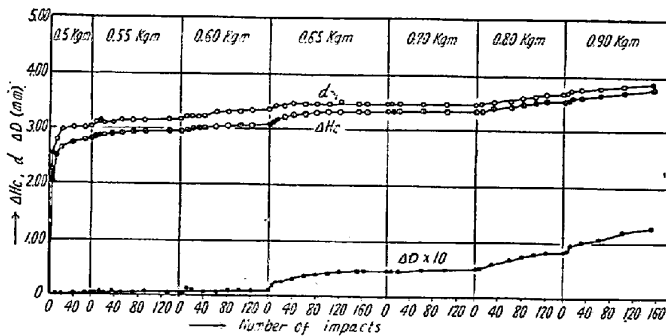


Fig. 3. Relation between repeated impacts and deformations.

Fig. 3 は繰返し打撃に対する変形を示したもので、 ΔHc または d は打撃力の増大に伴ないはじめは横軸に漸近的であるが後には比例的变化となる。その境は明瞭でないが、およそ 0.7 kg m である。160回の打撃でもはや変形が停止したと仮定して d 面にかかる打撃力を単位面積当りに計算すれば Table 1 のごとくなる。すなわ

Table 1.

Impact (kg m)	0.50	0.55	0.60	0.65	0.70
d (mm)	3.03	3.17	3.35	3.45	3.47
kg m/cm^2	6.95	7.00	6.82	6.96	7.40

ち約 7 kg m/cm^2 なる打撃力は加工硬化した高 Mn 鋼が変形なしに耐える限界打撃力であると考えてよい。つぎに 0.65 kg m で ΔD が急増、 0.8 kg m では打撃回数に比例して増加し始める基部の単位面積当り打撃力に計算するとそれぞれ、 $0.65 / (0.5)^2 \pi = 0.81 \text{ kg m/cm}^2$ 、 $0.8 / (0.5)^2 \pi = 1.02 \text{ kg m/cm}^2$ となる。この値 $0.81 \sim 1.02 \text{ kg m/cm}^2$ は無硬化の高 Mn 鋼に塑性変形を生ぜしめるほぼ最小の打撃力と考えられる。打撃した円錐部の断面硬化硬度分布は、必ずしも良好な軸対称性を示さない。

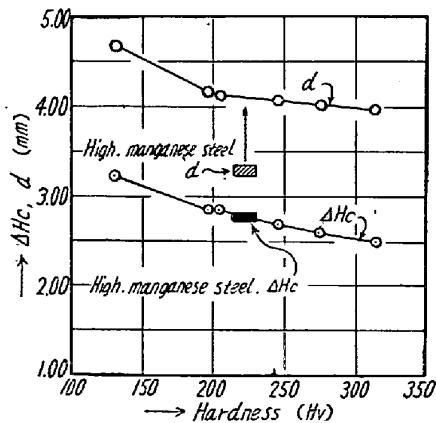


Fig. 4. Relations between hardness and deformation of carbon steel. (single impact of 3.0 kg m indensity)

ii) 炭素鋼との比較

$0.47\% \text{ C}$ 鋼を硬度 Hv 190~320 に調質して高 Mn 鋼と比較した。Fig. 4 は 3.0 kg m 1 回打撃の結果で高 Mn 鋼の ΔHc は同硬度の炭素鋼とほぼ等しく d はかなり小さい。20回の繰返し毎に打撃力を 0.5 kg m より 0.1 kg m ずつ段階的に増した場合、高 Mn 鋼は同硬度の炭素鋼よりも ΔHc がやや小さく、 ΔD は大きく d はかなり小さい。打撃による円錐部の変形状態には相異がある。すなわち高 Mn 鋼は円錐の稜線がふくれる。炭素鋼はこれが逆に凹み気味となり、その傾向が硬度の高いほどいぢるしい。

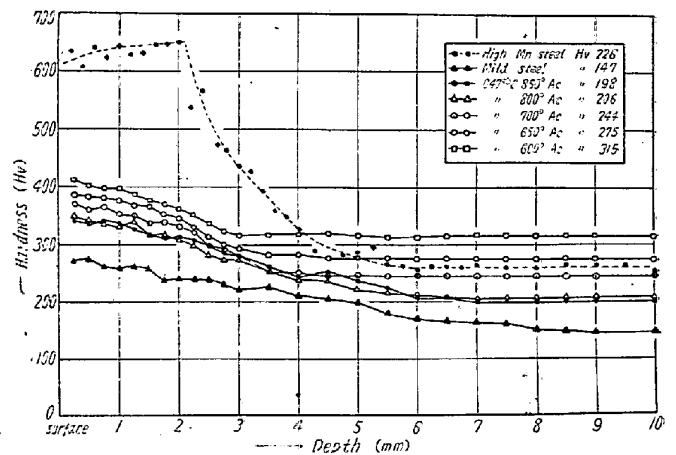


Fig. 5. Hardness distribution on axial direction from apex surface.

Fig. 5 は以上試験片の軸方向の硬度分布である。高 Mn 鋼の最高硬度は表面でなく深さ 2 mm 位の内部にあり、Hv 650 に達する。炭素鋼はいずれも打撃面が最も硬く軸方向にわずかな傾きで下降する。

IV. 総 括

60° の頂角を有する円錐形試験片を軸方向に打撃する方法によつて、高 Mn 鋼の変形、ならびに加工硬化性を調べこれを亜共析炭素鋼と比較した。結果を要約すれば

(1) 打撃した円錐試験片の軸方向の硬度分布を測定することによつて、高 Mn 鋼の加工硬化性におよぼす諸元素の影響を調べ得るであろうとの結論に到達した。

(2) 高 Mn 鋼の円錐試験片は、打撃によつて据込まれた頂部がいちぢるしい加工硬化状態となつて下部の地に打ちこまれるので円錐稜線がふくらむ。これがある程度進行すると基部に据込みがおよぶようになる。熱処理炭素鋼は高 Mn 鋼とは逆に稜線が凹状に打撃変形する。これは加工硬化が少ないので断面の小さい所が先に据込まれるからである。

(3) 十分に加工硬化した高 Mn 鋼は約 7 kg/cm^2 の打撃に対しては塑性変形をおこさない。無硬化の高

Mn 鋼が塑性変形をおこさない限界は 0.8 kg m/cm^2 以下である。

文 献

- 1) D. Niconoff: Trans. A.S.M. 29 (1941),
p. 519~537

(92) オーステナイトステンレス溶着 金属のクリープ破断性について On the Creep-Rupture Properties of Austenitic Stainless Weld Metals.

Takashi Suzuki, et alii.

日本金属工業

工 塚本富士夫・工 須永 寿夫

○鈴木 隆志・工 永吉 寛二

東京大学

工博 橋口 隆吉

I. 緒 言

ステンレス鋼の厚板を溶接する場合には溶接亀裂を生じ易いので溶着金属に若干量のフェライトを析出させるかまたは特殊な添加元素を含有させることによつて亀裂の発生を防いでいる。ステンレス溶接鋼を高温高压で使用する場合にはクリープ性質が重要な課題となるが、これは溶接法や溶着金属の組成によつて影響をうけることが考えられるので3種のステンレス鋼の全溶着金属の 650°C におけるクリープ破断性質におよぼす溶接法、フェライト量および添加元素の影響について実験を行なつた。

II. 試料および実験方法

試作した溶接棒は AISI 308L 4種, 316L 3種および 347型 8種で各鋼種ともフェライト量の影響をみるため Cr 量を 2~3 種変化させ、また 347型においてはこのほか Mo, Mn, Co および N_2 を特に添加したのもも製作した。

ステンレス鋼の溶接には最近 TIG 溶接が多く用いられているので $3.2 \text{ mm } \phi$ 溶接棒を使用して TIG 溶接による全溶着金属をつくり、さらに比較のために $4.0 \text{ mm } \phi$ のチタニア系被覆棒を用いて被覆金属アーク溶接による全溶着金属を ASTM A 298 に準じてつくつた。これらの全溶着金属より平行部径 $6.4 \text{ mm } \phi$ 、標点 25 mm の試験片を採取し、 650°C にて 1000 h にいたるクリープ破断試験を行つた。

III. 実 験 結 果

実験結果をまとめて示すと別表のごとくでこの結果を各鋼種別に検討すれば Table 1 の通りである。

1) 308L 型

308L 型溶着金属のクリープ性質は溶接法によつて異なり、破断強さは被覆金属アーク溶着金属の方が TIG 溶接によるよりも高いが、これは前者は被覆剤から加炭されて溶着鋼中の C%が高くなつたためと考えられる。また破断伸については被覆金属アークによる方が短時間の破断伸は大きい長時間後には炭化物の析出量が多くなるため TIG 溶接よりも伸の低下がいちじるしい。

一方フェライト量の影響についてみればその析出量の多い方が破断強さも破断伸もすぐれているが、フェライト量が 7% を含む溶着金属は約 500 h 前後で破断強さがやや急に低下する傾向が認められる。これはフェライトがシグマ相に変態しはじめたためと考えられる。

2) 316L 型

316L 型については被覆金属アーク溶着金属におけるフェライト量の影響について検討した。その結果フェライト量の多いものは短時間内においては破断強さ、破断伸ともすぐれているが長時間後にはかえつてフェライト量の少ないものよりも劣るようになるので 316L 型溶着金属においてはクリープ性質に対してはフェライト量の少ない方が望ましい。これは 316L 型に生ずるフェライトはシグマ相に変態し易いためである。

3) 347 型

347 型溶着金属については溶接法およびフェライト量の影響を調査したほか低 Cr 高 Ni の完全オーステナイト溶着金属のクリープ性質におよぼす Mo, Mn, Co および N_2 等の添加元素の影響についても検討した。溶接法の影響は 308L 型の場合とは全く逆で TIG 溶接の方が被覆金属アーク溶着金属よりもいちじるしく強いという結果が得られたが、これは後者の溶着金属は被覆剤より加炭され、かつ Nb+Ta の含量が減少したためオーステナイト地に固溶してクリープ強度を高めるに有効な Nb+Ta 量が低下したものと考えられる。また 347 型のフェライトは 650°C で加熱されると 316L 型と同様にシグマ相に変態しやすいのでフェライトの多い方がクリープ破断強さが劣っている。

347 型溶着金属の破断伸は 308L および 316L 型のような低炭素溶着金属に比してきわめて低いが、溶接法またはフェライト量の影響は認められない。

347 型溶着金属に Mo, Mn, Co または N_2 を添加すると完全オーステナイト鋼でも溶接亀裂の発生を防止できることはすでに昨年 10 月の日本金属学会講演大会で発表した、これらの元素はさらにクリープ破断性質を改善する効果のあることが知られた。特にクリープ破