

# 超強力鋼の性質に及ぼす原料鉄の影響

## Effect of Raw Iron on Properties of Ultra-high-strength Steel

浦野元一\* 芥川俊雄\*  
Motokazu Urano Toshio Akutagawa

### 要 旨

引張強さ約 200 kg/mm<sup>2</sup> 級の超強力鋼, おもに AISI 4340 鋼の改良形である 4340M (300M) 鋼の性質について, 100% 海綿鉄原料鉄を使用した場合と 100% 一般原料鉄を使用した場合の比較を行なった。

その結果, 100% 海綿鉄原料鉄鋼は 100% 一般原料鋼に比べて, Cu, As, Sn などの有害不純物が約 1/10 であり, それに伴って靱(じん)性, 疲れ強さ, 遅れ破壊強さに著しい効果のあることを確認した。

### 1. 緒 言

航空機などの構造材として, 強度/比重比の大きな材料の出現が強く要望されている。鋼に限れば, より高強度の鋼材が要求される。このような構造用鋼として, 引張強さが約 200 kg/mm<sup>2</sup> を有するものが注目されている。

このような強さで使用される構造用鋼は, 0.40% 程度の炭素を含むいわゆる低合金鋼を, 焼もどし温度を低くして使用するが多い。非常に高い強度水準にして使用する場合には性能的に, 靱性, 疲れ強さ, 遅れ破壊強さが問題点として浮かび上がってくる。

高強度水準で使用される鋼種としては, 機械的性質のすぐれている AISI 4340 鋼 (JIS SNCM 8 相当) が知られているが, これを 180~200 kg/mm<sup>2</sup> 程度の強度水準にした場合には, 非常に遅れ破壊に敏感となり問題となっている。そのため, Si を 1.6% まで高めて低温焼もどし脆(ぜい)性の発生を遅らせ, 200 kg/mm<sup>2</sup> 強度水準で遅れ破壊強さを向上させた 4340 Modified 鋼 (別名 300M) が開発されている。

本研究は, 一部 4340 鋼も含めて, おもに 300M 鋼について, とくに 200 kg/mm<sup>2</sup> 級の状態で, 海綿鉄原料の効果を検討した。

### 2. 供試材の製造

供試材としては消耗電極式真空アーク溶解炉により吹製した鋼塊を, 分塊を通して 60 mmφ の棒に圧延した素材を使用した。

溶解原料については, 各チャージとも 100% 一般原料鉄あるいは 100% 海綿鉄原料鉄を用いた。P, S などの不純物は性質に非常に悪い影響を及ぼすことが知られているため<sup>(1)</sup>, じゅうぶん注意した製練によりこれらをできるだけ除去するようにした。

### 3. 試験項目および試験片採取方法

#### 3.1 試験項目

300M 鋼について, 機械的性質を究明するため, 引張試験, シャルピー衝撃試験, 疲労試験, 遅れ破壊試験を行なった。そのほか焼入性試験, 非金属介在物測定, 化学成分分析, ガス成分分析, オーステナイト結晶粒度測定, 顕微鏡マイクロ組織観察についてそれぞれ調査を行なった。

また, 確認実験として, 4340 鋼について, 引張試験, シャルピー衝撃試験を行なった。

#### 3.2 試験片採取方法

機械的性質試験片の採取位置は図 1 に示すとおりである。

### 4. 300M 鋼の試験方法と試験結果

#### 4.1 供試材の組成

供試材の化学成分は表 1 に示すとおりである。No. I が 100% 海

\* 日立金属株式会社安来工場

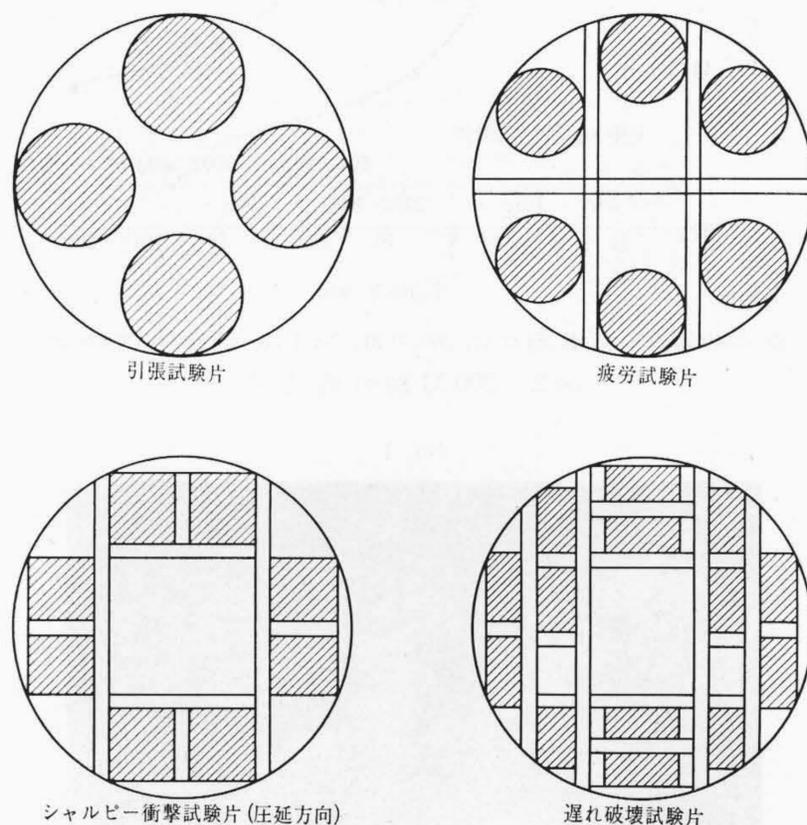


図 1 試験片採取位置

綿鉄原料鉄を使用したものであり, No. II が 100% 一般原料鉄を使用したものである。表 2 は真空溶融法を用い, 1,850°C の抽出温度で行なったガス分析結果である。表 3 は非金属介在物の測定結果を示したものである。

#### 4.2 熱 処 理

以下の試験を行なうにあたって施した熱処理は次のとおりである。60 mmφ 素材のまま 920°C × 2h 空冷の焼ならしを行なったのち, 680°C × 3h 炉冷して熱なましを行なった。この状態で所定の試験片割出し加工を行ない, 荒仕上げの状態焼入・焼もどした。その後仕上げをして試験した。焼入は 870°C 油焼入とし, 焼もどしは 1 時間 2 回とした。

#### 4.3 焼 入 性

焼入性を調べるには, ジョミニー試験が著名であるが, 本実験では焼入冷却速度を変え, 焼入温度からの半冷時間とかたさとの関係を求めた。これは 15 × 15 × 15 (mm<sup>3</sup>) の試験片中心部に白金・白金ロジウム熱電対をそう入し, 870°C の焼入温度から, 焼入温度の 1/2 の温度(半冷時間)になるまでの時間を測定し, それぞれのかたさを求めた。図 2 はその結果である。同図には比較のため 4340 鋼の結果を併記した。

#### 4.4 顕微鏡マイクロ組織

図 3 は代表的熱処理後——300°C × 1h 2 回焼もどし——の顕微鏡マイクロ組織の一例を示したものである。結晶が微細化した焼もど

表1 供試材の化学成分 (300M鋼)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Al	As	Sn	Sb	N
No. I	0.40	1.64	0.66	0.009	0.004	1.75	0.87	0.44	0.10	0.01	0.035	0.002	0.002	nil	0.005
No. II	0.40	1.56	0.65	0.010	0.005	1.69	0.84	0.39	0.09	0.13	0.029	0.019	0.016	tr	0.006

No. I は 100% 海綿鉄系原料鉄 No. II は 100% 一般原料鉄

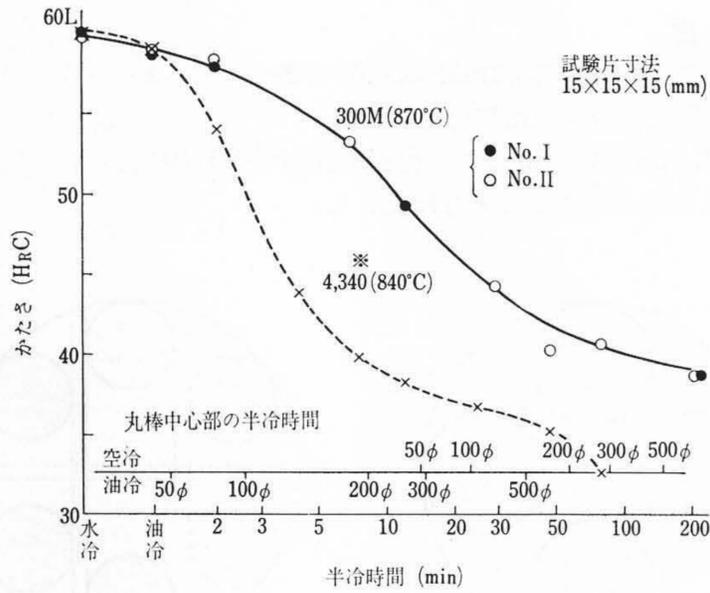
表2 供試材のガス分析結果 (300M鋼)

	H <sub>2</sub> (ppm)	O <sub>2</sub> (ppm)
No. I	0.4	10
No. II	0.5	10

表3 非金属介在物測定結果 (300M鋼)

	A		B		C		D	
	T	H	T	H	T	H	T	H
No. I	1.0	0	1.5	0.5	0	0	1.0	0
No. II	1.0	0.5	1.5	0.5	0	0	1.0	0

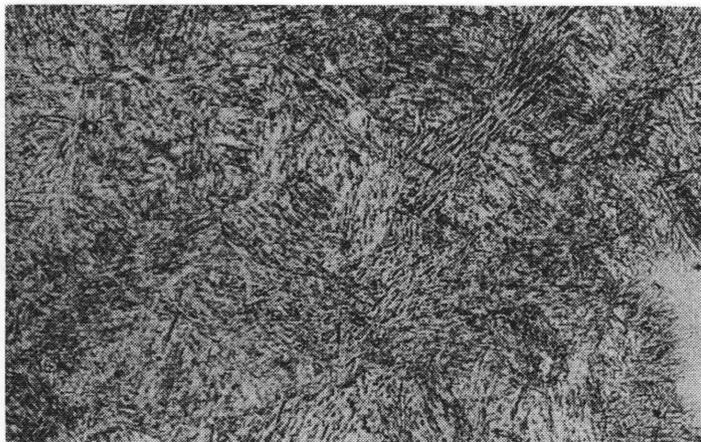
(ASTM 法)



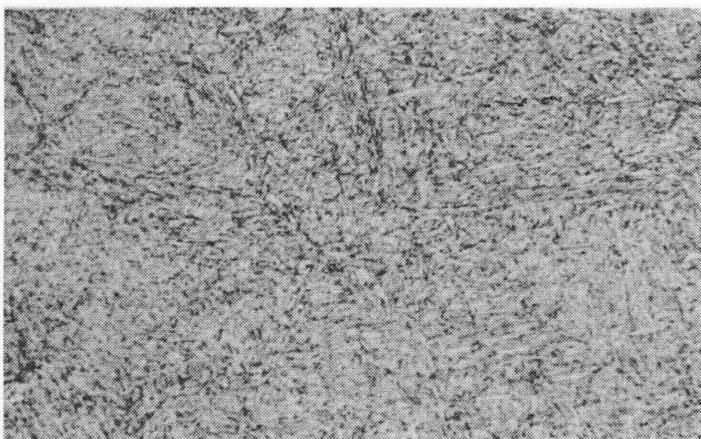
※ (4340 鋼: C 0.41, Si 0.34, Mn 0.81, Ni 1.78, Cr 0.88, Mo 0.22)

図2 300M鋼の焼入性

No. I



No. II



(300M鋼: 920°C 焼ならし, 870°C 油冷, 300°C 2回もどし)

図3 顕微鏡マイクロ組織

しマルテンサイト組織を示している。

#### 4.5 オーステナイト結晶粒度

表面酸化法によりオーステナイト結晶粒度を測定した。加熱温度は 870°C×30M である。結果的には、100% 海綿鉄原料鉄を使用した No. I も 100% 一般原料鉄を使用した No. II も粒度番号 8.5 であった。

#### 4.6 引張試験結果

引張試験片は 60mmφ 素材から図 1 に示した採取位置より割り出した。試験片の形状は平行部 0.505 in. (12.8mm) 径のフェデラル

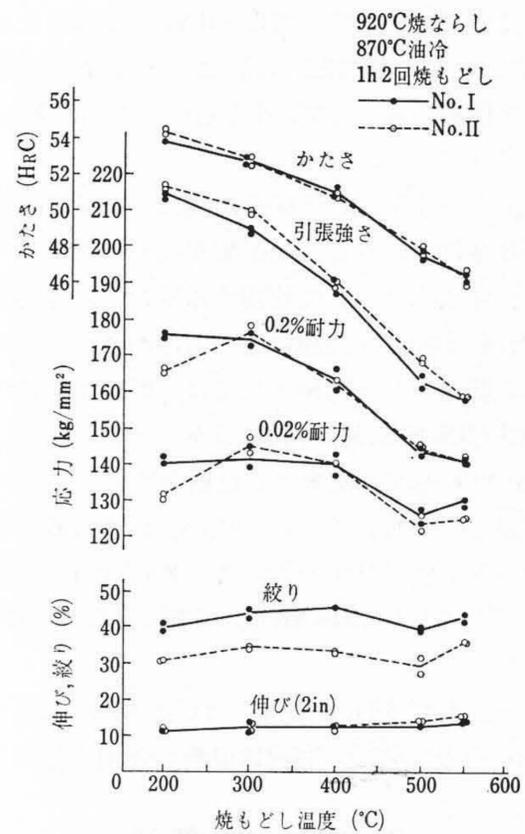


図4 300M鋼の引張性質

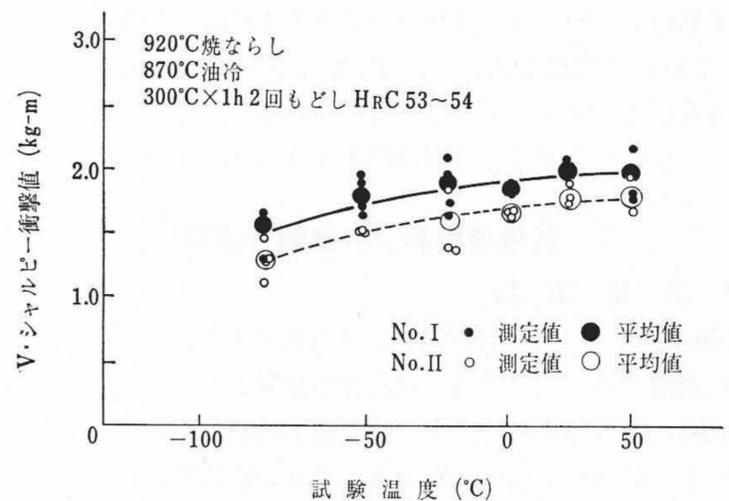


図5 300M鋼のVシャルピー衝撃値と試験温度

規格に従っている。

引張試験は 30 t アムスラー試験機を使用して室温で行なわれた。図 4 はその結果を示したものである。

#### 4.7 シャルピー衝撃試験結果

衝撃試験としては 30 kg-m シャルピー 衝撃試験機を使用した。熱処理は引張強さ 290~300 Ksi (200~210 kg/mm<sup>2</sup>) を目標に、300°C×1h 2回の焼もどしとした。

まず第一に、シャルピー衝撃値と試験温度の関係をみるために、

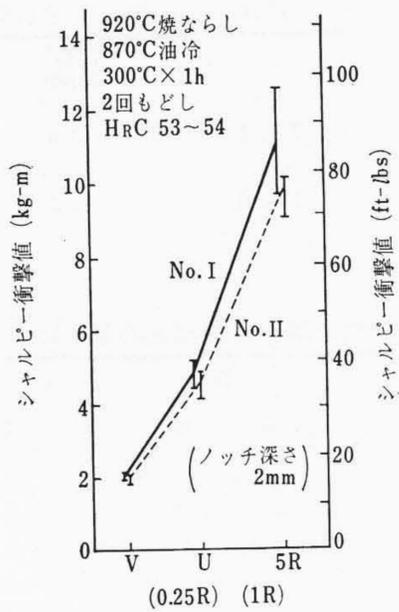


図6 300 M 鋼のシャルピー衝撃値と切欠き

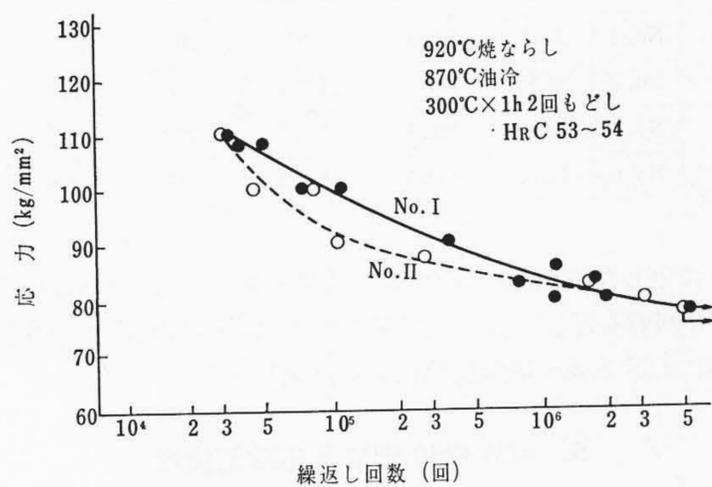


図7 300 M 鋼の S-N 曲線(回転曲げ)

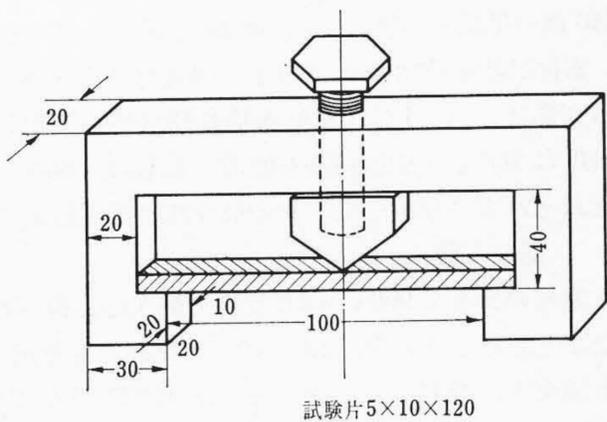


図8 遅れ破壊試験用装置 (mm)

Vノッチ・シャルピー試験片を用い、 $-78^{\circ}\text{C}$ 、 $-53^{\circ}\text{C}$ 、 $-20^{\circ}\text{C}$ 、 $0^{\circ}\text{C}$ 、 $20^{\circ}\text{C}$  および  $50^{\circ}\text{C}$  の各温度に 10 分間の保持時間を与え、おのおの 5 本ずつ衝撃試験を行なった。図 5 はその結果を示したものである。

次に切欠きの形状とシャルピー衝撃値の関係をみるために、0.25 mm R の V ノッチのほか、1 mm RU ノッチ、5 mm R ノッチ(すべて深さ 2 mm) のシャルピー試験片を作製した。試験は室温で行なった。図 6 はその結果を示したものである。

#### 4.8 疲労試験結果

実験に使用した疲労試験機は小野式回転曲げ疲労試験機であり、回転数は 3,390 rpm である。試験は常温で行なわれた。試験片は平行部 7.00 mm  $\phi$ 、つかみ 12.00 mm  $\phi$ 、全長 100.0 mm である。図 1 の割出法に従って割出しを行ない、片肉 0.5 mm の削りしろをつけて所定の熱処理を行ない、その後センターグラインダを用いて仕上げを行なった。その際、試験片平行部の縦方向の表面あらさは約

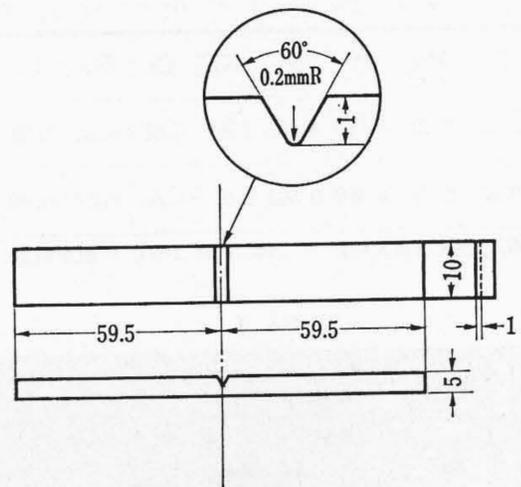
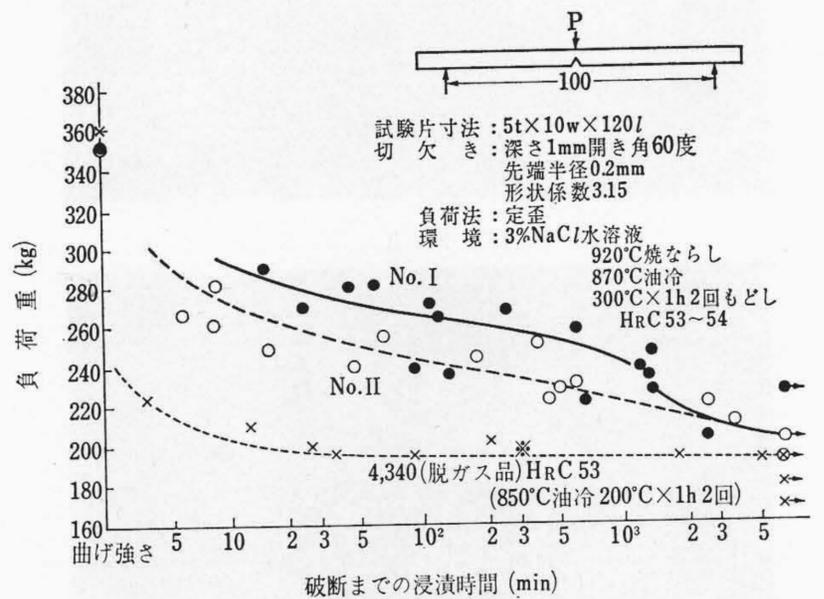


図9 遅れ破壊試験片 (mm)



※ (4340 鋼: Co 41, Si 0.34, Mn 0.81, P 0.012, S 0.008, Ni 1.78, Cr 0.88, Mo 0.22)

図10 300 M 鋼の遅れ破壊

0.2~0.3 $\mu$  程度であった。熱処理は 870 $^{\circ}\text{C}$  油冷, 300 $^{\circ}\text{C}$  x 1h 2 回焼もどしである。図 7 は疲労試験結果の S-N 曲線を示したものである。

#### 4.9 遅れ破壊試験結果

引張強さ約 140 kg/mm<sup>2</sup> 以上に熱処理した超強力鋼は遅れ破壊と呼ばれる現象が起こり、設計上大きな問題となっている。これは、正常な設計の限界荷重以下の静荷重下で、ある時間後、突然に脆性破壊が起こるところに特徴があり、一般に強度水準の高いほど顕著に現われる。

この遅れ破壊の機構原因は、水素脆性割れあるいは応力腐食割れであろうと考えられる。しかしその詳細な機構の検討、およびその防止法の確立は今後の研究に期待されているところが多い。遅れ破壊の実験法も統一されておらず、荷重荷重方法、試験片形状、環境などについては研究者によってまちまちの状態であり、試験法の検討から始める必要がある。

荷重方式を引張り形式とすることは応力解析には好都合な点が多いが、本研究では装置の関係で曲げ形式とした。試験用装置は図 8 に示すとおりである。試験片形状としては破壊の促進および機械加工の容易さを考え、図 9 の形状とした。試験用装置からわかるように、曲げ荷重は 100 mm の支点間で、中央より曲げモーメントを与える方式である。

遅れ破壊の実験を行なう前に、遅れ破壊試験片と同一形状、同一熱処理の試験片を用いて、遅れ破壊試験と同様の曲げ形式で 1 t アムスラー試験機にて曲げモーメントを加え、たわみ量と荷重との関係を求めた。このたわみ量-荷重線図より静的曲げ強さを求め、また、遅れ破壊試験の際、たわみ量から荷重を求める際の参考とした。

表4 供試材の化学成分(4340鋼)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	As	Sn	Sb	N
No. I	0.39	0.32	0.73	0.008	0.005	1.84	0.81	0.25	0.01	0.036	0.002	0.003	Nil	0.006
No. II	0.40	0.25	0.74	0.008	0.005	1.90	0.80	0.27	0.09	0.045	0.012	0.015	Tr	0.007

No. I は 100% 海綿鉄系原料鉄 No. II は 100% 一般原料鉄

表5 供試のガス分析結果(4340鋼)

	H <sub>2</sub> (ppm)	O <sub>2</sub> (ppm)
No. I	0.3	10
No. II	0.2	15

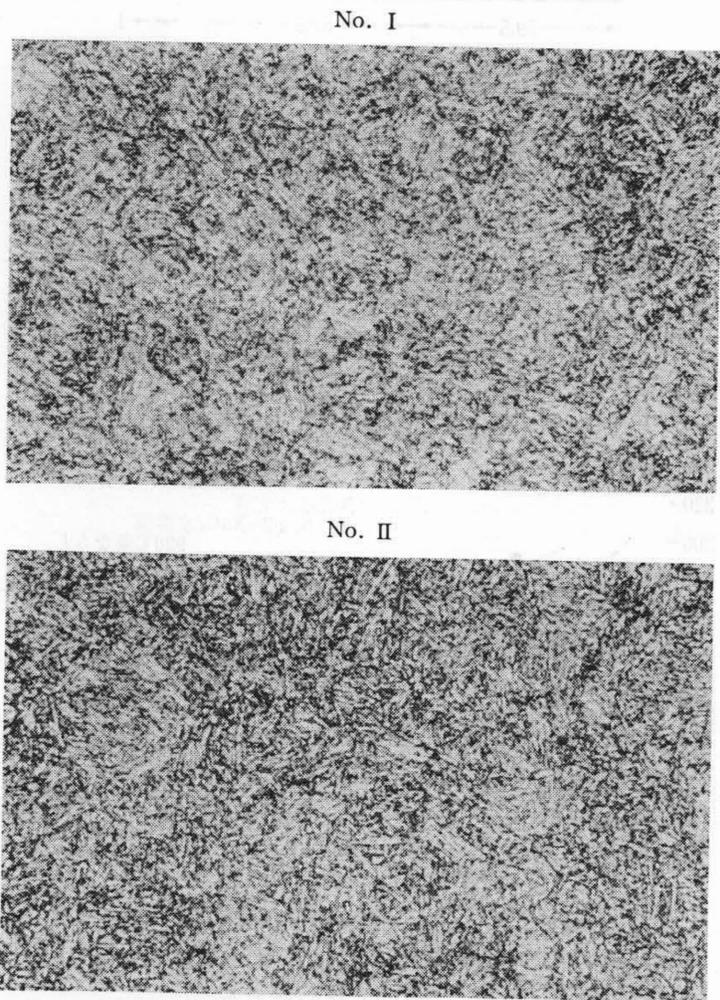
表6 非金属介在物測定結果(4340鋼)

	A		B		C		D	
	T	H	T	H	T	H	T	H
No. I	1.0	0	1.0	0	0	0	1.0	0
No. II	1.0	0	1.0	0	0	0	1.0	0

(ASTM 法)

表7 引張試験結果(4340鋼)

		硬さ	引張強さ	0.02%耐力	0.2%耐力	伸び	絞り
		(HRC)	(kg/mm <sup>2</sup> )	(kg/mm <sup>2</sup> )	(kg/mm <sup>2</sup> )	(%)	(%)
220°C 焼もどし	No. I	52.3	194.6	132.1	159.1	13.2	50.6
	No. II	52.2	194.5	132.0	158.2	13.3	46.5
400°C 焼もどし	No. I	45.6	152.8	132.7	136.8	12.3	48.9
	No. II	45.3	152.3	135.5	137.3	12.6	48.9



(4340鋼: 900°C 焼ならし, 840°C 油冷, 220°C 2回もどし)

図11 顕微鏡マイクロ組織(×400)

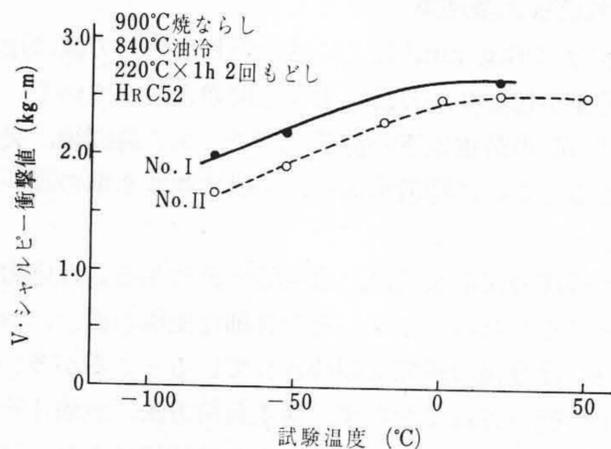


図12 4340鋼のVシャルピー衝撃値と試験温度

時間までとした。図10はその試験結果である。なお熱処理は300°C×1h 2回焼もどしとした。比較のためAISI 4340鋼の同程度の強さ状態における遅れ破壊試験結果も併記した。

### 5. AISI 4340鋼による確認実験

上述した300Mの海綿鉄原料鉄の効果をさらに確認するために、AISI 4340鋼を用いて引張試験およびシャルピー試験を行なった。

#### 5.1 供試材

AISI 4340鋼の供試材の製造法は300Mと同じく2で述べたとおりであり、素材形状も60mmφである。供試材の化学成分は表4に示すとおりである。No. Iは100%海綿鉄原料鉄を使用したものであり、No. IIは100%一般原料鉄を使用したものである。表5および表6はそれぞれガス分析結果と非金属介在物測定結果である。

#### 5.2 熱処理

60mmφ素材のまま900°C×3h空冷で焼ならし後、680°C×4h炉冷で焼なましした。その後、図1に従って試験片を割出し加工し、840°C×1h油焼入、220°C×1h 2回または400°C×1h 2回の焼もどしを施した。

#### 5.3 顕微鏡マイクロ組織

図11は220°C焼もどしの顕微鏡マイクロ組織である。表面活性剤を添加したピクリン酸アルコール飽和溶液によってオーステナイト結晶粒を現出させ、結晶粒度を測定したところ、両者とも粒度番号8.5であった。

#### 5.4 引張試験結果

引張試験結果は表7に示すとおりである。

#### 5.5 シャルピー試験結果

Vノッチシャルピー試験結果は図12に示すとおりである。

## 6. 考 察

### 6.1 使用原料鉄による化学成分の相違

不純物のうち、P、Sは製練によってかなり減少させることができるが、Cu、As、Snのような不純物はほとんど原料鉄によって決まってくる。

表1および表4から明らかなように、海綿鉄原料鉄を使用した鋼

遅れ破壊は、空気、蒸留水、塩水などの中で生じ、標準とされる環境は決まっていない。本実験では、空気中での予備実験の結果、図8,9に示す装置、試験片ではほとんど破壊に至らないため、破壊を促進させるために3% NaCl水溶液 (PH 7.3~7.0, 20°C±5°C) を採用し、3% NaCl水溶液中に曲げ負荷を加えたままどぶづけとした。

一般に遅れ破壊試験の場合、負荷応力を低下させるにつれて破断までの時間はしだいに長くなり、負荷応力がある値以下にすると破断時間が急激に長くなる限界応力が存在するようである。遅れ破壊試験の負荷応力・破断までの時間の関係はあたかも疲労試験のS-N曲線に類似しており、遅れ破壊を静疲労とも呼ばれている。今回の実験では、限界応力という概念にはとらわれず、負荷浸漬時間100

はCu, As, Snなどの有害不純物元素が非常に少なく、一般原料鉄を使用した鋼の成分と比較すると、それらの有害不純物元素は約1/10程度となっている。

### 6.2 焼入性

焼入性は原料鉄の相違によってまったく差はなく(図2)、主合金成分のみによって決まってくる。

300M鋼はSi, Moの含有量が4340鋼より多いため、その焼入性も大となっている。

### 6.3 顕微鏡マイクロ組織

光学顕微鏡で観察されるマイクロ組織では原料鉄の相違はわからない。同様な製造条件ならびに同一熱処理では、その結晶粒の大きさにも相違はない。

### 6.4 引張性質

300M鋼の引張試験結果、図4によると、各焼もどし温度を通して引張強さ、耐力および伸びにはほとんど原料鉄の差は認められない。しかしながら、絞りには、海綿鉄原料鉄鋼が非常に高い値を示している。図4によると、強度水準を低くした550°C焼もどしでは(引張強さ約160 kg/mm<sup>2</sup>)、絞り値はかなり接近してくる。

このことは確認実験の4340鋼の実験でも再現した。表7に示したように、200 kg/mm<sup>2</sup>級の強度水準に熱処理した場合に絞り値にかなり海綿鉄原料鉄の効果が認められた。150 kg/mm<sup>2</sup>級の強度水準では大差はない。

このように海綿鉄原料鉄は、とくに高い強度水準とした場合に、より効果の大きいことがわかった。

### 6.5 シャルピー衝撃靱性

シャルピー衝撃試験結果においても、高強度で、海綿鉄原料鉄の効果が認められる。図5および図12に示したとおりである。各試験温度にわたって、海綿鉄原料鉄鋼は一般原料鉄鋼に比べて2 ft-lbs程度高い。

切欠き形状とシャルピー衝撃値との関係を示した図6においても、原料鉄の相違の効果が認められ、ノッチ半径の大きいほうがその差が大きくなっている。

### 6.6 疲労強度

疲労試験では疲れ限度には原料鉄の差は認められない。しかしながら、繰返し数 $3 \times 10^4 \sim 10^6$ において著しい寿命差が認められた。疲労破面を観察すると、一般原料鉄鋼の破面がほとんど脆性破面を示しているのに対し、海綿鉄原料鉄鋼の破面は脆性様面の中に延性様面の占める割合が多くなっていることが認められた。このことは、海綿鉄原料鉄鋼のほうがクラックの進展しにくいことを示しているように思われる。

### 6.7 遅れ破壊強さ

遅れ破壊試験の結果は、疲労試験結果と同じく、限界応力には大差を認めない。しかし高負荷力側での破断寿命は海綿鉄原料鉄鋼が著しくすぐれている。

一般に遅れ破壊は粒界破断といわれているが、海綿鉄原料鉄鋼の優秀性は粒界の不純物の濃度が少ないためであると推察される。

4340鋼の改良形である300M鋼は、200 kg/mm<sup>2</sup>なる高強度水準で、遅れ破壊に対する強さが4340鋼に比べて著しく改良されていることも確認された。

## 7. 結 言

引張強さ約200 kg/mm<sup>2</sup>の超高強度水準に熱処理した超強力鋼、おもに4340鋼を改良した300M鋼について、その原料鉄の影響を検討した。この結果を要約すると、

- (1) 海綿鉄原料鉄を用いると、As, Sn, Cuなどの有害不純物の非常に少ない鋼が得られる。
- (2) その結果として、焼入性、オーステナイト結晶粒度、かたさ、引張強さ、耐力などには影響を及ぼさない。
- (3) とくに超高強度水準で、絞りおよびシャルピー衝撃値で表わされる靱性のすぐれた鋼が得られる。
- (4) また、海綿鉄原料鉄の使用は、疲れ寿命に、遅れ破壊に対する破断寿命に著しい効果がある。

### 参 考 文 献

- (1) 村瀬, 浅山, 坂本: 三菱重工技報 6, 1, p.1~9 (1969)



登録実用新案 第859991号

## シリコン半導体素子

一般にシリコン半導体素子は耐圧向上を図るために、その端面を傾斜面としている。ところが、素子の耐圧は傾斜面の接合面に対する傾斜角度 $\theta$ を小さくするほど向上する関係にあるため、耐圧の向上を図ると主電極の取付面積が小さくなり、素子の電流容量が小さくなる欠点がある。一方、サイリスタにおいてはゲート電極を取り付ける必要があるため、主電極の取付面積をゲート電極の取付に要する面積だけ小さくしなければならない。したがって、サイリスタにおいて端面を傾斜面として耐圧向上を図ろうとすれば電流容量が著しく小さくなる欠点がある。

この考案はシリコン半導体素子特にサイリスタの端面を傾斜面とし、この傾斜面にゲート電極を形成することにより上記の欠点を除去するものである。すなわち、この考案によれば端面を傾斜面としてもゲート電極を傾斜面に形成するため、主電極の取付面積は従来の傾斜面を有するサイリスタのそれに比較してゲート電極の取付に要する面積だけ大きくすることができる。したがって、端面を傾斜させることによって生じる電流容量の減少がなくなり、高耐圧大容量のシリコン半導体素子、特にサイリスタを得ることができる。(諸角)

## 新案の紹介



和島幸一・浅野弘

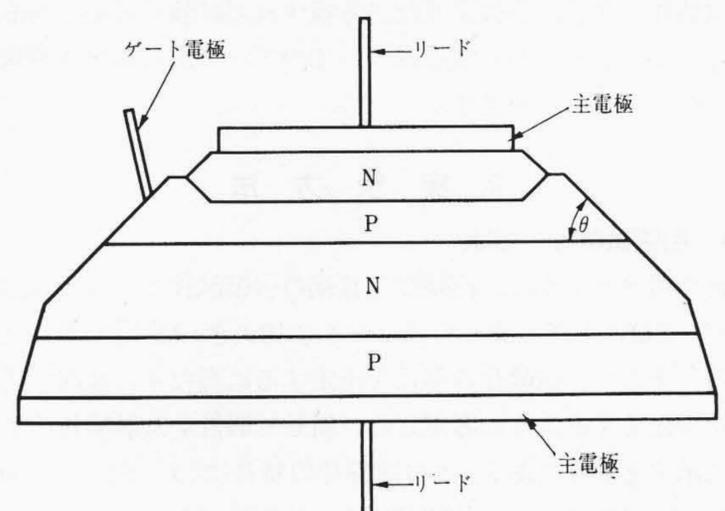


図 1