

620.198.3:669.14.018.292

Table 1. Methods of heat treatment of the forgings.

TYPE of heat treatment	Annealing	Quenching	Tempering
a	920°C × 5 hr	900°C × 5 hr water	660°C × 8 hr furnace
b	Same as TYPE a	Same as TYPE a + re quenching and retempering	Same as TYPE a
c	1050°C × 10 hr	Same as TYPE a	Same as TYPE a
d	1250°C × 10 hr	Same as TYPE a	Same as TYPE a
e	1250°C × 100 hr	Same as TYPE a	Same as TYPE a

係において、鍛造比 2.5 まではほとんどタテ、ヨコの差は認められない。しかし鍛造比 5.0 以上になるとその差は著しくなり特に衝撃値においてその傾向は強くなる。実際の製品に適用する場合、適正寸法の鋼塊を選択することは必須条件とされるが、製品形状によつては、鍛造比が大きい部分を生ずる場合もあり得ることでそれに対する検討をたえず行なわなければならない。

3.4 高温拡散焼鈍とタテ、ヨコの靱性値

前述した通り、鍛造比が大きい場合タテ、ヨコ方向の靱性値に有意差を生ずる点をさらに追究した。供試材は最も顕著な差を生じた 150mm φ × 250mm l の鍛造比 13.5 の試験片である。種々の熱処理を行なつたが、代表的な熱処理 5 種を Table 1 に示す。

Table 1 の TYPE a を標準の熱処理とすれば、同一温度、保持時間で焼入焼戻を繰返し行なつた TYPE b のタテ、ヨコの靱性値は TYPE a とほとんど変わらないか、むしろわずかながら低値を示した。また高温拡散を狙つて 1250°C 保持の鍛造用加熱炉に 10hr および 100hr 保持した TYPE d, e はそれぞれタテ、ヨコ方向の靱性値の接近が認められ TYPE e の熱処理を行なつたものは特にこの傾向は著しい。このことを層状組織 (Banded structure) あるいは結晶粒度などにつき調査を行なつた。Fig. 5 に TYPE a および e の方向性と衝撃値を関係を示す。

5. 結 言

前報に引続き著者らは高張力鍛鋼の諸性質について調査研究を行なつてきた。高温性質として抗張試験およびクリープ試験を行ない高張力鍛鋼 B 成分の高温域での特異性を把握した。また鍛鋼品の性質としてたえず考慮しなければならない要点に方向性が挙げられ、特にヨコ方向靱性値の問題を鍛造比と高温拡散処理の両面より追求した。その結果ヨコ方向靱性値は一般に論じられている通り鍛造比 5.0 以上ではタテ方向靱性値と比較してかな

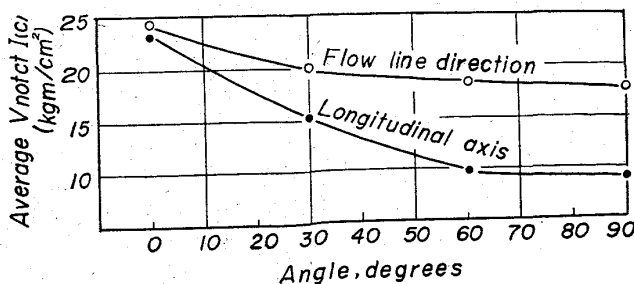


Fig. 5. Relation of angle between longitudinal axis and flowline direction in specimens to Average I(c).

りの差を生ずる。繰返し焼入焼戻を行なつてもヨコ方向靱性値は改善されない。高温拡散焼鈍はヨコ方向靱性値の改善に有効であり、しかも長時間高温保持をしなければ無意味である。なお高張力鍛鋼の質量効果あるいは焼戻抵抗性などについて試験中である。

文 献

- 1) E. A. LOVIA: Trans. Amer. Soc. Metals, 42 (1950), p. 486
- 2) E. A. LOVIA: Please Mention Steel Processing and Conversion, (1957) April, p. 193
- 3) Cyril WELLS & Robert F. Mehl: Trans. Amer. Soc. Metals, 41 (1949), p. 715
- 4) W. HOFMANN & G. SCHMACHER: Arch Eisenhüttenwes, 26 (1955), S. 99

(148) 遅れ破壊試験法と 2, 3 の結果

(高張力鋼の遅れ破壊性について—I)

神戸製鋼所, 中央研究所

工博 山本 俊二・○藤田 達

The Test Method of Delayed Failure and Some Test Results.

(Delayed failure properties of high strength steels—I)

Dr. Shunji YAMAMOTO and Tatsu FUJITA.

1. 緒 言

多くの鋼は引張強さが 140kg/mm<sup>2</sup> 程度以上になるといわゆる遅れ破壊 (delayed failure または static fatigue) に敏感となり、従来の引張試験、衝撃試験、疲労試験の結果だけでは設計の基礎資料として不十分である。本報では簡単な遅れ破壊試験法とそれによる引張強さ 130~150kg/mm<sup>2</sup> 級のボルトおよび PO 鋼棒用低合金鋼, 13Cr 鋼および 180kg/mm<sup>2</sup> 級マルエージング鋼についての試験結果について述べる。

2. 遅れ破壊試験法

遅れ破壊試験法としては水素をカソードチャージする方法<sup>1)</sup>が多く見られるがこれは電気メッキ材の時のみ実用条件に近く、最も適当なものとして疲労クラック付試片によるもの<sup>2)</sup>があげられるがこれは試片の製作に手数を要するという難点がある。また切欠試片の引張試験から遅れ破壊性を推定している場合もみられるが、これは後述のように危険性がある。

Fig. 1 は今回考案した切欠付ボルト形状試片で応力集中係数は 10 以上あるものと推定される。Fig. 2 は

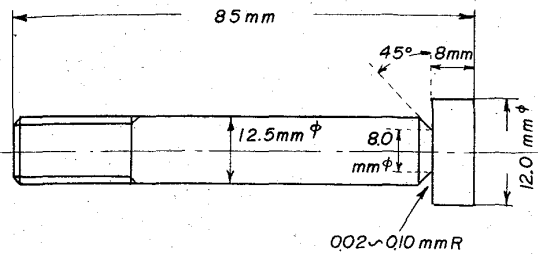


Fig. 1. Delayed failure specimen.

試験状況で切欠部を水中に入れ一定荷重を破断まで負荷する。雰囲気として水をえらんだのは PC 鋼棒などの場合実用条件に合致するほか、空気中より水中の方が遅れ破壊を起こしやすいためである。試験時間は 100hr までとし、100hr 負荷しても破断しない最高応力（切欠底公称）を疲労強度に似せて水中 100hr 遅れ破壊強度  $\sigma_D$  とよぶことにし結果を整理した。切欠引張強さ  $\sigma_N$  は同じ試片を通常の歪速度で引張試験した最高荷重よりもとめた。

3. 試験結果

Table 1 は供試材の化学成分、Table 2 は通常の常温機械的性質および遅れ破壊試験結果である。このう

ち水素分析値は鍛造後 25 mm  $\phi$  丸棒より採取したサンプルによる。供試材は 140 kg/mm<sup>2</sup> 級の低合金鋼 8 種、13Cr 鋼 2 種、マルエージング鋼 1 種および 180 kg/mm<sup>2</sup> 級マルエージング鋼 2 種に大別される。試片の切欠尖端 R は十分な管理ができなかつたためシリーズごとにやや差があるが、1 シリーズ内のバラツキは少ないので平均値をもつて表わした。遅れ破壊試片は熱処理完了後ノッチ加工を行なつていたので切削肌の状態である。ただしマルエージング鋼のみは加工後時効処理を行なつて供試した。切欠引張強さ  $\sigma_N$  は Fig. 1 の遅れ破壊試片と同じものを使つてえ

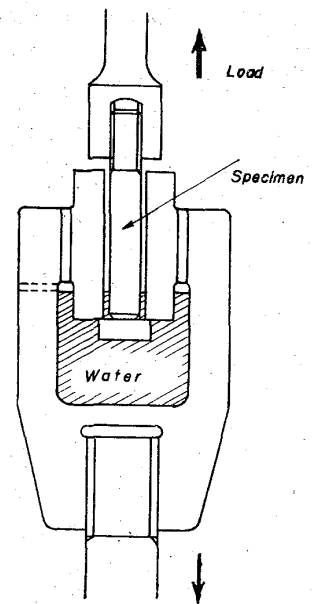


Fig. 2. Apparatus for delayed failure test.

Table 1. Chemical composition. (wt.%)

Spec.	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
SUP 6	0.58	1.73	0.94	0.008	0.006	0.01	<0.01	0.03	<0.01
2	0.41	1.22	0.96	0.009	0.007	0.014	<0.01	1.07	0.31
3	0.38	0.94	1.32	0.007	0.008	0.02	<0.01	0.03	<0.01
SCM22	0.21	0.25	0.80	0.006	0.012	0.021	0.01	1.04	0.32
5	0.29	0.29	1.24	0.007	0.010	0.019	0.01	1.02	0.32
SUP 9	0.56	0.32	0.78	0.018	0.018	0.12	0.05	0.57	<0.01
K	0.44	0.31	1.61	0.020	0.017	0.07	0.03	0.10	<0.01
4340	0.43	0.36	0.75	0.022	0.014	0.14	1.83	0.84	0.28
SUS22	0.15	0.34	0.74	0.029	0.036	0.10	0.30	13.26	0.02
SUS23	0.32	0.71	0.83	0.033	0.005	0.16	0.19	12.60	0.03
M-4	0.010	0.01	<0.01	0.004	0.010	—	18.87	—	<0.01
N-2	0.006	0.04	<0.01	0.016	0.022	—	18.06	—	4.97
N-3	0.008	0.04	<0.01	0.004	0.013	—	18.31	—	2.08
N-4	0.004	0.05	<0.01	0.019	0.020	—	17.76	—	4.70

Spec.	Co	Ti	Zr	Al	B	O	$\Sigma N$	H
SUP 6	—	<0.01	<0.01	0.021	0.0005	0.0075	0.0081	0.00002
2	—	<0.01	<0.01	0.013	0.0010	0.0110	0.0081	0.00007
3	—	<0.01	<0.01	0.013	0.0002	0.0098	0.0075	<0.00001
SCM22	—	<0.01	<0.01	<0.01	0.0003	0.0110	0.0062	<0.00001
5	—	<0.01	<0.01	<0.01	0.0004	0.0110	0.0082	<0.00001
SUP 9	—	<0.01	<0.01	0.018	0.0002	0.0020	0.0094	<0.00001
K	—	<0.01	<0.01	0.019	0.0001	0.0030	0.0047	0.00003
4340	0.08	<0.01	<0.01	0.022	0.0002	0.0050	0.0120	—
SUS22	—	<0.01	<0.01	0.012	0.004	0.0091	0.0021	0.00002
SUS23	—	<0.01	<0.01	0.027	0.003	0.0044	0.0016	<0.00001
M-4	—	1.68	0.017	0.22	0.005	0.0027	0.0020	0.00003
N-2	7.95	0.38	—	0.10	—	0.0047	0.0040	0.00005
N-3	8.65	0.32	0.025	0.063	0.002	0.0022	0.0043	<0.00001
N-4	8.00	0.58	0.021	0.047	0.003	0.0025	0.0016	<0.00001

Table 2. Heat-treatment, mechanical properties and results of delayed failure test.

	Spec.	Austenizing (°C)	Temper- ing or aging (°C)	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_B$ (kg/mm <sup>2</sup> )	Elong. (%)	RA (%)	Impact value (kg·m /cm <sup>2</sup> )	Average notch radius (mm)	$\sigma_N^*$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_D^{**}$ (kg/mm <sup>2</sup> )
Low alloy steel	SUP 6	850×0.5 hr OQ	500×1 hr	122	137	14	37	3.0U	0.12	182	140
	2	900×0.3 hr OQ	460×1 hr	137	158	14	43	4.3U	0.12	198	100
	3	880×0.5 hr OQ	350×1 hr	104	118	9	29	5.6U	0.08	150	110
	SCM22	900×0.5 hr OQ	200×1 hr	119	140	16	60	8.0U	0.08	206	170
	5	860×0.5 hr OQ	370×1 hr	127	149	16	60	6.7U	0.08	210	60
	SUP 9	850×0.5 hr OQ	400×1 hr	148	162	12	39	—	0.08	169	90
	K	850×0.5 hr OQ	400×1 hr	130	143	12	40	—	0.055	198	125
	4340	850×0.5 hr OQ	480×1 hr	145	146	12	43	5.5U	0.045	199	147
	13Cr	SUS22	970×0.5 hr OQ	250×1 hr	107	138	17	57	7.1U	0.03	156
SUS23		950×0.5 hr OQ	250×1 hr	117	144	11	36	3.1U	0.04	108	100
Maraging steel	M-4	815×1 hr AC	490×2 hr	173	186	12	40	1.6V	0.07	132	35
	N-2	815×1 hr AC	490×2 hr	—	171	10	42	3.5V	0.025	207	127
	N-3	815×1 hr AC	490×2 hr	128	134	16	63	7.8V	0.03	>220	130
	N-4	815×1 hr AC	490×2 hr	174	180	14	55	3.3V	0.03	212	160

\* Notch tensile strength by the specimen shown in Fig. 1.

\*\* 100 hr delayed failure strength in water by the same specimen.

た値で水中と空気中試験での差はこの場合認められなかった。

低合金鋼のうちでは炭素量の少ない SCM 22 材を低温度で焼もどしたものがすぐれた耐遅れ破壊性を示し、中炭素量のもの是一般に同強度レベルでこれに劣るようである。とくに No.5 材は通常の機械的試験ではよい性質を示し、切欠引張強さも高いが遅れ破壊にきわめて敏感で、切欠引張強さ  $\sigma_N$  のみで遅れ破壊強度  $\sigma_D$  を推定することは危険であることがわかる。Table 3 は SCM 22 材でオーステナイト化温度をあげてオーステナイト粒度を変化させ、900°C までそのままさげた後焼入を行なったものによる試験である。結晶粒度が No. 8 から No. 2 まで変化しているが遅れ破壊強度  $\sigma_D$  にはあまり大きな悪影響はみられない。

13 Cr 鋼は切欠引張強さは低いが遅れ破壊を起こしにくい。これらのことから耐遅れ破壊性のよい材料とは切欠引張強さが高いほかに遅れ破壊強度がそれからほとんど低下しないものでなければならぬといえる。

マルエージング鋼では 18Ni 型 N-2, N-4 が 180 kg/mm<sup>2</sup> 級であることを考えればよい性質をもつもの

と判断されるが、20Ni 型 M-4 材は非常に敏感で遅れ破壊を起こしやすい。18Ni 型 N-3 材は 140 kg/mm<sup>2</sup> 級であるが遅れ破壊性は低合金鋼 SCM 22 材などにくらべよくないという結果をえた。

#### 4. 考 察

今回の方法は水中での試験であり、100hr で破断しなかつたものでも切欠底に負荷中に発生したクラックをもつたものがあるのでより長時間の負荷では破断する可能性がある。空気中試験を行なった他の報告では<sup>1)</sup>、100 hr は疲労試験の 10<sup>7</sup> 回に相当しそれ以上の負荷でも破断しないといわれている。いずれにせよ水中負荷ではより長時間試験の必要性が感じられる。

このような水中負荷では水素脆化ではなく応力腐食が遅れ破壊の原因と考えられるが、水の接触で鋼中へ水素が吸収されるという報告<sup>2)</sup> もあるので両者の区別は明らかにつけがたいものではないと思われる。

13 Cr 鋼の切欠引張強さは低い、遅れ破壊は起こさなかつたのはそのすぐれた耐食性に関連するものと考えられ、18Ni 型マルエージング鋼が 20Ni 型よりもよい耐遅れ破壊性をもつのも 18Ni 型に含まれる Mo 量の

Table 3. Effect of grain size on delayed failure properties by SCM 22.

Austenite grain size	Austenizing (°C)	Tempering (°C)	UTS $\sigma_B$ (kg/mm <sup>2</sup> )	Elong. (%)	RA (%)	Average notch radius (mm)	$\sigma_N$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_D$ (kg/mm <sup>2</sup> )
ASTM No. 8	900×0.5 hr OQ	250×1 hr AC	129	15	64	0.025	188	153
ASTM No. 4	1000×0.5 hr ↓ 900×0.5 hr OQ		131	17	60	0.03	176	145
ASTM No. 2	1150×0.5 hr ↓ 900×0.5 hr OQ		138	15	55	0.03	172	140

影響と推定される。また 140kg/mm<sup>2</sup> 級 18Ni 型 N-3 材が低強度のわりに遅れ破壊性がよくないのも、180kg/mm<sup>2</sup> 級にくらべ Mo 量が少ないためと想像される。

5. 結 言

Fig. 1 のような切欠付ボルト形状試片を水中で負荷することにより高張力鋼の遅れ破壊性を評価することができた。引張強さ 140kg/mm<sup>2</sup> 級では低炭素低合金鋼が中炭素のものよりすぐれた遅れ破壊性をもつ。同強度 13Cr 鋼は切欠引張強さが改善されればよい性質をもつものと考えられる。18Ni 型マルエージング鋼は 180kg/mm<sup>2</sup> レベルで適当な耐性をもつと判断されるが、20Ni 型はきわめて遅れ破壊に敏感である。また一般に切欠引張強さから遅れ破壊性を推定することは危険である。低炭素低合金鋼 SCM 22 材におけるオーステナイト粒度の遅れ破壊性におよぼす影響は小さい。

文 献

- 1) E. A. STEIGERWALD, F. W. SCHALLER & A. R. TROIANO: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., (1960), p. 832
- 2) L. GRUNBERG, D. T. JAMIESON & D. SCOTT: Phil. Mag., (1963), p. 1553
- 3) E. A. STEIGERWALD: Proc. of Amer. Soc. Test. Mat. (1960), p. 750
- 4) H. H. JOHNSON, J. G. MORLET & A. R. TROIANO: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met & Pet. Eng., (1952), p. 528

(149) 連続鋳造により製造したステンレス線材の材質について

八幡製鉄, 光製鉄所

太田隆美・岡本一生・江口直記・○吉村隆文  
On the Quality of 18-8 Stainless Steel Wire Rod from Continuously Cast Bloom.

Takayoshi ŌTA, Kazuo OKAMOTO  
Naoki EGUCHI and Takafumi YOSHIMURA.

1. 結 言

連続鋳造法によるばね鋼などの条材ならびに SUS 27 などのステンレス鋼板の製造<sup>2)</sup>についてはすでに報告され、その品質は従来の鋼塊法材と全く差がないことが明らかにされている。本報は SUS 27 ステンレス鋼線材を連続鋳造により製造し、製造工程中の材質変化を調査すると共に特に線材圧延以降については鋼塊材との比較に注意を払って試験したものである。

2. 試 料

調査した試料の製鋼成分を Table 1 に示す。試料 A~F は 10 または 40 t 電炉で溶製後連続鋳造法により 155mm φ ブルームとし中形圧延で線材用ピレット (70mm φ) とし次いで 5.5~11mm φ に熱間圧延した。なおこの間の各工程で試片を採取した。試料 G, H は鋼塊法により製造した生産材から採取したものである。

3. 実 験 結 果

3.1 連続鋳造ブルームの偏析

As cast ブルームの偏析程度を調べるため試片の各位置で表面, 中間, 中心部の分析を行なった。この結果の 1 例を Table 2 に示す。

この結果高さ方向ならびに横方向の偏析はほとんどないことが判った。この傾向は広巾スラブの場合と同様である。

Table 1. Chemical analysis. (Ladle)

Specimen	Process	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
A	C. C.	0.04	0.82	1.02	0.029	0.010	9.60	18.35
B	"	0.06	0.71	1.38	0.028	0.006	8.01	18.42
C	"	0.07	0.44	1.25	0.026	0.008	8.08	19.12
D	"	0.05	0.52	1.22	0.026	0.006	8.09	19.34
E	"	0.05	0.68	0.96	0.030	0.012	9.98	18.21
F	"	0.07	0.54	0.99	0.033	0.011	9.10	18.36
G	C. I.	0.05	0.43	1.05	0.029	0.018	10.04	17.52
H	"	0.07	0.76	1.12	0.025	0.008	8.93	18.86

C. C.: Continuous Casting Process.

C. I.: Conventional Ingot Process.

Table 2. Segregation in transversal-section of cast bloom. (Specimen C)

P \ E	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	δ-Fe (%)
Surface	0.078	0.45	1.22	0.025	0.009	8.19	19.25	4.7
Middle	0.081	0.45	1.22	0.024	0.009	8.19	19.16	6.1
Center	0.083	0.46	1.22	0.026	0.007	8.19	19.16	5.2

E: Elements.

P: Place.