

Fig. 3. Deflections due to asymmetric tempering.

TIMO らは別に紹介したように¹⁾非軸対称な熱伝導率の差をあげている。これに対し筆者らは高圧タービン軸車と同じ材質 (1% Cr-1% Mo-V 鋼) でモデル軸²⁾を作製し、これを用いて加熱計測試験³⁾を行なった。すなわち、正常な焼入、焼戻しを施したモデル軸で試験し、撓みが現われないことを確認した後、このモデル軸にA側は 690°C×20 h, C側は 620°C×20 h (ただし、表面温度) の偏テンパを施し、非軸対称な材質的差異を与えた。この時のA側とC側の硬度はそれぞれ Hv: 286~288 および Hv: 360~362 であつた。このモデル軸で毎時 120°C の昇温、降温速度で加熱計測試験を行なった所、C型撓み (A 方向に凸で大きさが 20 μ) のみが現われD型は現われなかつた。この結果を Fig. 3 に示した。

V. 考 察

TIMO らは D 型たわみを示す軸材の熱伝導率は昇温時に凸にたわんだ側が凹にたわんだ側より 2~2.5% 位大きいという実験結果を示し、この差は D 型たわみを起すに十分な大きさであると主張している。しかし、具体的にどのような組織的非軸対称性があるのか示していない。

偏テンパしたモデル軸では A 側 (凸) と C 側 (凹) の焼戻し温度は 70°C の差があるので、熱伝導率の測定結果から考えると、A 側の熱伝導率は C 側のそれより少なくとも 5% 以上高いものと考えられる。この時 TIMO らの説によるならば当然 D 型撓みが現われ、しかも昇温時には A 側が凸に撓みまた降温時には C 側が凸に撓むはずである。しかし上記のモデル軸による試験の結果 D 型撓みが現われなかつたことを考えると TIMO らが主張する D 型撓みの成因としての熱拡散率説は極めて疑わしいものと考えざるを得ない。また筆者の工場において経験する D 型たわみは、焙りなどの熱処理を実施することなく、軸材表面を清浄に機械的方法にて改善するのみで、完全に例外なく消滅するのである。以上の諸点を考慮すると現在の加熱計測試験において現われる D 型撓みは軸

材材質上の欠陥ではなく、加熱計測試験時に存在する、あるいは発生する軸材表面の熱的黑さの不均一が原因であると考えられるのである。したがって、タービン稼動中の条件とは全く異なるところの 800~1000°C のニクロム線より主として輻射によつて加熱する現行の加熱計測試験条件のもとで、はじめて D 型撓みは出現するものであり、具体的にどのような素因が軸材表面の熱的性質の不均一の原因になるかは、改めて報告する。また、現在比熱の測定を実施中であるが、上述の諸考察を根本から覆がえすほどの影響はないと思われることを附云する。

VI. 結 言

高圧タービン軸材 (1% Cr-1% Mo-V 鋼) の焼戻し温度と時間を変えた場合の熱伝導率を測定し、焼戻し温度が 50°C 上昇すると熱伝導率は 4~5% 増加することを明らかにした。また焼戻し時間が増加すると熱伝導率も高くなることを確かめた。また偏テンパしたモデル軸による加熱計測試験結果、C 型のみしか現われないことを考え合せると、D 型撓みの成因は TIMO らが主張する熱伝導率の差によるものではないことが明らかとなつた。したがって D 型撓みの原因は軸材表面の非軸対称な輻射能の差によるものと考えられる。

文 献

- 1) 下田, 他: 日本機械学会誌, 64, 507 (1961), 4, 621.
- 2) 下田, 他: 鉄と鋼, 47 (1961), 4, 591.
- 3) D. P. TIMO, D. F. PARENT: ASME Paper No. 58-A-270.
- 4) ASM, Metals Handbook, (1958), p. 314 ASM.

(145) 脆性亀裂伝播停止遷移温度を求め一方法について

日本海事協会技術研究所

工博 阿部 三郎

On a Method to Obtain Crack-Arresting Transition Temperature.

Dr. Saburō ABE

I. 緒 言

脆性亀裂伝播停止遷移温度の試験法としては Robertson¹⁾, double tension²⁾ などの方法があり、これらは優れた方法であると高く評価されている。しかしこれらのいづれの試験にも 300~500 t の容量の大型抗張試験機が必要であること、試験板が大型であること、試験になかなか手数がかかること、試験の費用がかさむことなど

の諸点から日常の受納試験には採用し得ない。

最近船体をはじめ一般の構造物の設計において脆性亀裂の伝播特性が重視され、就中液体ガス・ホールダ用鋼板の亀裂伝播特性の評価が注目の焦点になっている。

このため日常容易に実施でき、しかも信頼性のある脆性亀裂伝播停止遷移温度を求める簡便な試験法が要望されている。筆者は二重衝撃試験法によつて亀裂伝播エネルギーを測定し、これから脆性亀裂伝播停止遷移温度を求める試験法について研究したが、これについて報告する。

II. 亀裂発生伝播両エネルギーの測定方法

二重衝撃試験法^{3), 4)}によつて亀裂発生、伝播の両エネルギーを定量的に解析したが、この方法の要領はつぎの通りである。まず普通の衝撃試験によつて全吸収エネルギー W_c を測定する。つぎに試片に二回にわたつて打撃を加えるが、第1回目の打撃エネルギー W_1 を普通の衝撃試験における打撃エネルギー以下の任意の値にする。第1回目の打撃によつて試片のノッチ下に亀裂を生ずるが、この試片に普通の衝撃試験におけると同じ打撃エネルギーを加えて、試片の破断に費された吸収エネルギー W_2 を測定する。第1回目の打撃によつてノッチ下に発生した亀裂を 10% 硝酸アルコール溶液で腐蝕し、水洗後第2回目の打撃で破断させる。この破断面で第1回目の打撃で生じた亀裂の深さの最大値 d_c を測定し、実験結果の解析に利用する。第1回目の打撃の強さ W_1 をいろいろ変え、これに対応する第2回目の打撃の際の吸収エネルギー W_2 と前述の全吸収エネルギー W_c とから深さ d_c の亀裂を発生するに要するエネルギー量を求める。本実験では d_c 1mm. のときに亀裂を伝播させるのに要する吸収エ

ネルギーを伝播エネルギー W'_2 と定義する。したがつて W_c から W'_2 を差引いてえられるエネルギーを亀裂発生エネルギーと見なす。

供試材はいつでもキルド鋼板で、その化学組成、熱処

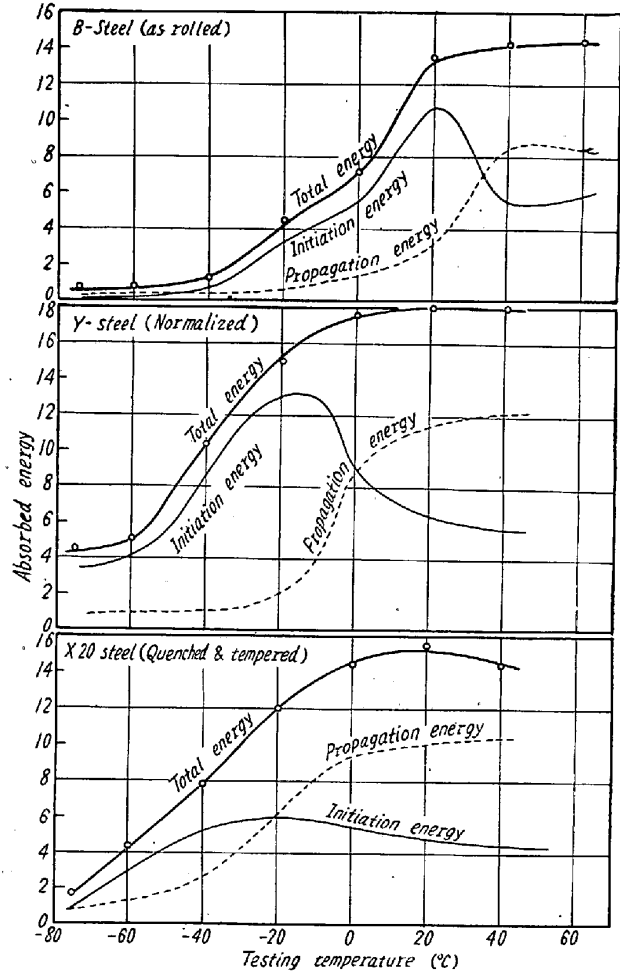


Fig. 1. Energy-temperature curves.

Table 1. Chemical compositions, mechanical properties and heat treatments of steel plates.

Marks	Thick-ness m/m	Chemical compositions									Mechanical properties				Heat treatment
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Y. P kg/mm ²	T.T. kg/mm ²	E% 200m/m	Bend-ing	
A	30	0.12	0.32	1.08	0.014	0.013	0.13	0.06	0.05	0.02	33	48	37	good	Normalized
B	30	"	"	"	"	"	"	"	"	"	32	49	31	"	As rolled
M*	30	"	"	"	"	"	"	"	"	"	—	—	—	—	Normalized
C	30	0.19	0.27	0.67	0.014	0.029	0.18	0.07	0.04	tr	32	47	34	good	Normalized
D	30	"	"	"	"	"	"	"	"	"	33	50	28	"	As rolled
P	30	0.26	0.25	0.60	0.025	0.032	0.17	0.08	0.04	tr	37	56	25	"	As rolled
Q	30	0.25	0.27	0.63	0.025	0.026	0.16	0.08	0.05	0.02	39	58	23	"	As rolled
R	30	0.29	0.28	0.75	0.021	0.029	0.16	0.08	0.05	0.02	43	64	22	"	As rolled
S	30	0.28	0.27	0.55	0.027	0.027	0.16	0.08	0.05	0.02	38	59	22	"	As rolled
×30	30	0.15	0.48	1.26	0.018	0.013	0.20	0.12	0.05	0.03	52	62	24	"	Quenched
×20	20	"	"	"	"	"	"	"	"	"	50	62	20	"	As tempered
×15	15	0.16	0.40	1.12	0.020	0.014	0.11	0.06	0.024	tr	52	69	19	"	"
Y	30	0.15	0.43	1.17	0.017	0.013	0.22	0.24	0.09	0.02	38	51	30	"	Normalized

* After normalizing (thickness of the plate 50mm), the thickness was reduced to 30 mm by machining both surfaces.

理および機械的諸性質を Table 1 に示す。試片の方向は圧延方向で、切欠（標準 V 型）はすべて板表面に対し垂直方向に切込んでいる。

測定結果の 2, 3 の例を Fig. 1 に示す。

III. 亀裂伝播エネルギーから脆性亀裂伝播停止遷移温度を求める方法ならびに結果

二重衝撃試験法によつて亀裂発生、伝播の両エネルギーを定量的に解析し、これらと二重引張試験で求めた亀裂伝播停止遷移温度⁵⁾との相関についてしらべた。Fig. 2 をみると全吸収エネルギー—亀裂伝播停止遷移温度、および亀裂発生エネルギー—亀裂伝播停止遷移温度間には密接な相関が認められないが、亀裂伝播エネルギー—亀裂伝播停止遷移温度間には密接な相関がある。本実験に供した鋼板の範囲では鋼材の種類が種々異つても、各鋼板の亀裂伝播停止遷移温度における亀裂伝播エネルギーがほぼ一定でその平均値は 1.5 kg-M である。このことから逆に亀裂伝播エネルギー値が約 1.5 kg-M あればたとえ鋼板の種類が異なつても亀裂の伝播は停止するものと考えられよう。各供試材について求めた亀裂伝播エネルギー—試験温度曲線において 1.5 kg-M に対応する遷移温度（以後 $T_{1.5}$ で表わす）を求めて、これらと各鋼板の亀裂伝播停止遷移温度との関係を図示する

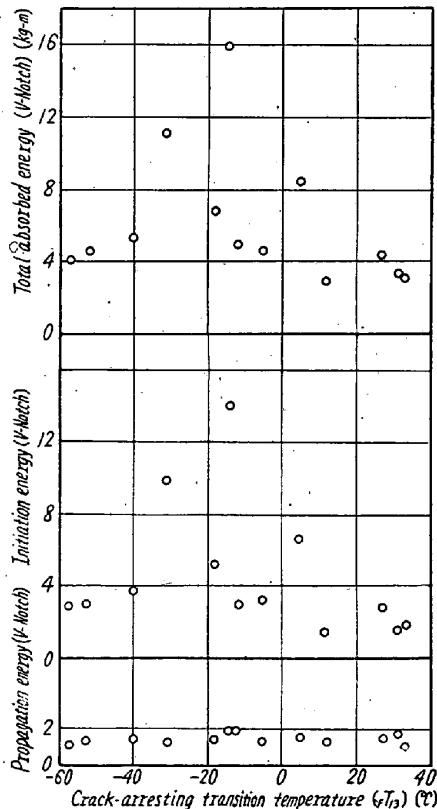


Fig. 2. Correlation between absorbed energy and crack-arresting transition temperature.

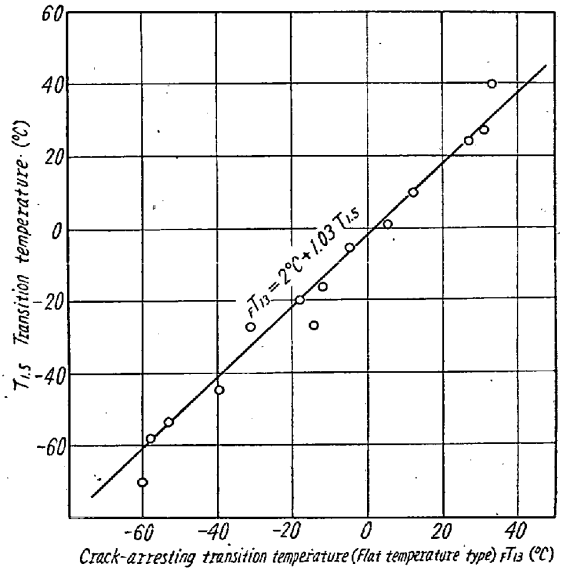


Fig. 3. $T_{1.5}$ — $F T_{13}$ curve.

と Fig. 3 が得られる。同図から亀裂伝播停止遷移温度と $T_{1.5}$ 間には密接な相関が存在し、しかもほぼ直線関係にあることが分る。これからつぎの実験式が導かれる。

$$F T_{13} = 2 + 1.03 T_{1.5} \dots \dots \dots (1)$$

(1) 式において $F T_{13}$ は平坦温度型 double tension 試験で field stress 13 kg/mm^2 のときの亀裂伝播停止遷移温度を示す。

二重衝撃試験で $T_{1.5}$ 遷移温度を測定すれば、(1) 式から $F T_{13}$ を求めることができる。

IV. 結 言

Robertson, double tension などの試験は鋼板の亀裂伝播特性の試験として優れたものであることには異論はないが、この種の試験には大型の抗張試験機が必要なためどこでも実施できる訳にはゆかない。また大型試験板を多数要すること、時間がかかること、試験に要する諸経費がかさむなどの諸点から工場における日常の試験には適しない。

筆者は二重衝撃試験法によつて亀裂伝播エネルギーを測定し、これから亀裂伝播停止遷移温度を求める方法を創案した。本方法は普通の衝撃試験よりも手数がかかるが、Robertson, double tension 試験のように 300~600 t 容量の抗張試験機を要しないこと、試験経費が僅少で済むこと、短時間で試験ができることなどの諸点から工場における日常の試験として普及の可能性のあるものとする。

文 献

- 1) T. S. ROBERTSON: J. Iron & Steel Inst. December, 1953.

- 2) 吉識, 金沢: 造船協会論文集, 第102号, 39頁, 昭33年.
- 3) M. OTANI: The Welding Research Committee of Society of Naval Architects of Japan, 50, 1953.
- 4) 阿部: 日本金属学会講演概要 (昭35年, 第47回 45頁).
- 5) 越賀: 造船協会論文集, 第108号, 355頁, 昭35年.

(146) 純鉄の低温脆性

(シャルピー衝撃試験における荷重-時間曲線の研究—Ⅶ)

東京工業大学

工博 作井誠太・中村正久・○大森正信

Low-Temperature Brittleness of Pure Iron.

(Studies of load-time relations under Charpy impact test—Ⅶ)

Dr. Seita SAKUI, Tadahisa NAKAMURA
and Masanobu OHMORI

I. 緒 言

前報と同様シャルピー衝撃試験における靱脆遷移温度の測定と破壊様式の観察を衝撃時に得られた荷重-時間曲線にもとづいて行ない, 今回は純鉄の衝撃挙動が溶解条件 (大気中溶解における鎮静, 真空溶解および窒素雰囲気溶解) によつていかなる影響を受けるかについて実験した. さらに, それらの純鉄が各種の処理, たとえば加工, 焼鈍, 時効などによつて衝撃性質がどのようにに変化するかをあわせて検討した.

II. 実験方法

試料は電解鉄を大気中, 真空中および1気圧の窒素中で溶解したものである. 溶解量は5~8kgである.

大気中溶解はAlを用いて鎮静し, その添加量を5種に変化した. 真空溶解は0.1%の炭素をFe-Cにより添加, 脱酸し 10^{-3} ~ 10^{-4} mm Hg程度の真空中で溶解および鑄造した. 窒素中溶解は, 全く同一条件で一度真空溶解し, 所定の真空度に達したのち, 1気圧の窒素雰囲気とし5分間保持したのち鑄造した. 試料の溶解条件ならびに化学組成をTable 1に示す.

鋼塊は50mm角, 熱間鑄造後熱間圧延を行なつた. そののち5.5mmφまで冷間引抜して試料とした. 引抜加工度約80%)

試料はそれぞれ下記のごとき状態の下で実験した.

- i) 受入のまま (加工のまま)
- ii) 700°C, 1h 焼鈍
- iii) 920°C, 1h 焼鈍
- iv) 920°C, 1h 焼鈍後, 700°Cより水焼入した直後
- v) 700°C焼入後, 常温時効
- vi) 920°C焼鈍後, 3%の引張歪を与えた直後
- vii) 3%引張歪を与えたのち, 200°C, 1h 歪時効

シャルピー衝撃試験機は容量2kg-mの小型試験機であり, 円柱状試験片を用い, 衝撃時の荷重-時間曲線の記録は水晶-陰極線オシログラフ方式によつた. 以上は前報りと全く同様である.

III. 実験結果

実験結果の2, 3の例を以下に示す.

Table 1に示した試料1~5は大気中溶解せるものでAl鎮静してあり1~5の順に鎮静の程度が大である. すなわち1~5の順に鋼に残留するAlもしくは Al_2O_3 の量が増している. 試料1~5を920°C, 1h焼鈍, および920°C, 1h焼鈍後700°Cより水焼入したときの吸収エネルギー対試験温度をそれぞれFig. 1およびFig. 2に示す. Fig. 1においてAl含有量の高いほど, すなわち鎮静が十分であるほど, エネルギー対温度曲線の降下部が低温側にある. 最大荷重対温度曲線は省略した

Table 1. Chemical composition of specimens (in wt. %)

Specimens No.	Melting	C	Si	Mn	P	S	Al		O ₂	N ₂
							Solute Al	Al ₂ O ₃		
1	Melted in air (Killed by Al)	0.043	tr	tr	0.004	0.011	tr	0.006	0.0219	0.0060
2		0.032	tr	tr	0.004	0.014	tr	0.017	0.0084	0.0057
3		0.020	0.02	tr	0.004	0.014	0.064	0.043	0.0099	0.0059
4		0.010	0.02	tr	0.004	0.015	0.236	0.045	0.0119	0.0060
5		0.010	0.07	tr	0.004	0.012	0.593	0.047	0.0040	0.0036
6	Melted in vacuum	0.003	tr	tr	0.005	0.008	—	—	—	0.0019
7	Melted in N ₂	0.003	tr	tr	0.005	0.009	—	—	—	0.0109