

669.14/24/2:669.71:620.18.246
620.187

DとE位置とを比較すると、冷却速度がより速いと考られるE位置の遷移温度が低いことより考えて、この大形鍛造材の遷移温度のばらつきは、オーステナイト化温度からの冷却速度の差異によるものと考えられる。

(d) 加工度が遷移温度におよぼす影響

遷移温度に影響を与える他の因子として加工度が考えられる。そこで前述の大形鍛造材より300×300×200の角材を削り出し、これを断面比で0.75, 0.5, 0.25に再鍛造し、その後950°C 4 hr 保持後空冷, 850°C 4 hr 空冷, 550°C 8 hr 保持焼戻し処理を行ない、その遷移温度を求めたのが Fig. 4 である。この結果加工度の大きいものほどその遷移温度が低くなることが認められるが、その低下の程度はオーステナイト化温度よりの冷却速度の差異の場合より顕著ではない。この加工度の大小により遷移温度が変わるのは加工度が大きくなれば結晶粒度がより微細化されるためと考えられる。

V. 結 言

以上の実験結果を要約すれば次のとおりである。

(1) 0.3% C 鍛造用炭素鋼は鍛造形状が大きくなれば、常温での引張り強さ、伸び、絞りなどの機械的性質がほとんど有意差がない程度に揃っていても、その遷移温度はかなり広い範囲でばらつくことがわかった。

(2) この遷移温度のばらつきは主としてオーステナイト化温度よりの冷却速度に支配され、鍛造比の大小も若干これに影響を与える。

(3) オーステナイト化温度は本実験の範囲内では遷移温度に影響を与えない。

(139) 脆性破壊伝播限界応力の温度依存性に関する一考察

神戸製鋼所, 中央研究所 No. 64301

工博 山本 俊二・高橋 正道

A Consideration on the Temperature Dependence of Critical Stress for Brittle Fracture Propagation.

Dr. Schunji YAMAMOTO and Masamichi TAKAHASHI

I. 結 言

鋼における脆性破壊の伝播現象に関しては、二重引張試験あるいは ESSO 試験などの大型試験法によつて多くの実験的研究がなされ、いろいろな鋼種について、その限界応力-温度曲線が求められている。最近、この限界応力に代り、表面塑性エネルギー S もしくは、それに対応する K_{IC} -value によつて、材料の脆性破壊伝播停止特性を表示するようになった。IKEDA¹⁾ は、温度勾配型の ESSO 試験の結果より、表面塑性エネルギー S を求め、log S と絶対温度の逆数 $1/T_K$ の間には直線関係の成立することを明らかにした。その後二重引張試験結果からも同様の関係の成立することが確かめられている²⁾。

しかし、これまでに、発表された S あるいは K_{IC} -value の温度依存性に関するデータは、いずれも限られた温度範囲についてのものであり、広い温度範囲においてどのような温度依存性を有するかは明らかでない。本報においては、Al killed 鋼および 60 キロ級高抗張力鋼について行なつた平温型および温度勾配型の二重引張り試験の結果より S あるいは K_{IC} -value を求め、-196°C までの超低温域における温度依存性について検討を行なつた。

II. 実験方法とその結果

実験材として Table 1 に示すごとく二種の鋼板を用い、平担型および温度勾配型の二重引張試験を実施した。

試験片寸法は、Al killed 鋼の場合、板厚 12mm 伝播部巾 500 mm, 60 キロ高抗張力鋼の場合は板厚 13 mm, 伝播部巾 400 mm とした。温度分布の測定はパーカッション溶接した表裏12対の熱電対によつた。

停止したクラックの長さ C および停止点における温度

Table 1. Chemical compositions and tensile properties of materials tested.

Designation	Chemical Compositions, wt %								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	V	Al _{sol}
Al killed steel	0.17	0.23	0.68	0.011	0.02	—	—	<0.05	0.017
Highten 60	0.13	0.50	1.22	0.02	0.005	0.02	0.20	0.09	0.03
Designation	Tensile properties				Heat treatment				
	σ_s kg/mm ²	σ_B kg/mm ²	δ %	φ %					
Al killed steel	28.6	44.0	31.2	65.3	Normalized G. S 7.5				
Highten 60	52.3	60.8	20.0	63.7	930°C Quenched 670°C Temperd				

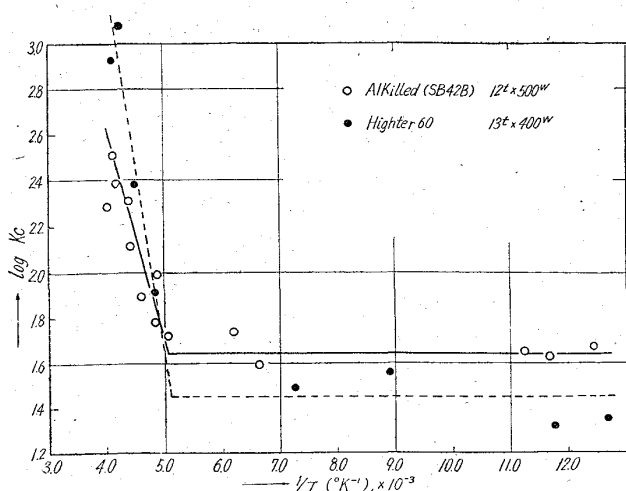


Fig. 1. Temperature dependence of K_C -values calculated from the the results of double tension tests.

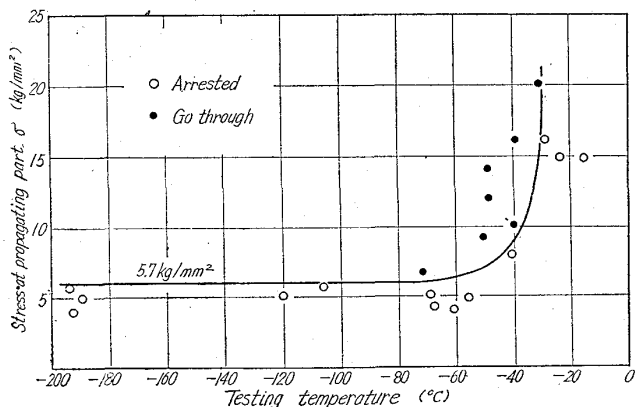


Fig. 2. Critical stress-temperature curve for double tension test on Al killed steel.

T_K を測定し、(1)式によつて、表面塑性エネルギー S に対応する K_C -Value を求めた。この結果を Fig. 1 に示す。

$$K_C = \sigma \sqrt{2B \tan \frac{\pi C}{2B}} \quad (\text{kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}) \quad (1)$$

σ : 伝播部応力, B : 伝播部巾, C : 伝播部入口より停止したクラック先端までの距離 (板厚中央部にて)
これより明らかなように、限界温度付近では(2)式が成立し、 K_C の対数と絶対温度の逆数の間には直線関係が成立するが、さらに低温になると K_C -value はゆるやかに減少し、ほぼ一定値に近づくことが分る。

$$K_C = K_0 \cdot \exp(-k/T) \quad (2)$$

K_0, k : const.

K_C -value と S の間には、(3)のごとき関係があるので、表面塑性エネルギー S は超低温でほぼ一定値になるといえる。この場合(3)によつてその一定値 S'_0 を求めると、Al killed 鋼で $0.088 \text{ kg} \cdot \text{mm/mm}^2$, HT60₂ で $0.033 \text{ kg} \cdot \text{mm/mm}^2$ である。

$$S = \frac{(1-V^2)}{E} \cdot K_C^2 \quad (3)$$

(v : 0.3, E , $2.1 \times 10^4 \text{ kg/mm}^2$ として)

このように、超低温でも S がほぼ一定値になるということは、クラック長さ C を固定して考えれば、脆性破壊伝播限界応力 σ_{Cr} が一定になるということであり、Fig. 2 に示すごとく、Al killed 鋼の go or no go type の結果とも一致している。これによれば、 5.7 kg/mm^2 の応力値以下では、 -196°C の低温でもクラックは伝播しないで、停止してしまうことになる。

III. 考 察

上述の現象すなわち表面塑性エネルギー S が温度の低下に伴つて減少し超低温でほぼ一定値を有することは興味深い事実であるが、その原因については、次のように考えられる。

まず、脆性破壊が伝播してゆく場合のエネルギーの消費吸収の機構としては、次の四つに考えられる。

- (i) 結晶粒自体の変形および局部的塑性変形
- (ii) 双晶の発生・拡大による塑性変形
- (iii) クラックと dislocation およびクラックと粒界の反応による cleavage step の形成
- (iv) 表面エネルギー

限界温度付近では、このうちの(i)項が、エネルギー吸収に最も大きく寄与する。すなわち、温度が低下するに伴つて結晶粒自体の変形量は減少し、塑性変形は次第に局部的になつてくる。限界温度付近で K_C -value が直線的に減少しているのは、これによるもので、肉眼的には脆性破面を呈していても電子顕微鏡で観察すると Photo. 1 に示すように延性破壊の部分に伴っている。また、この場合、同時に (i)(ii)(iii)項もエネルギー吸収に寄与していることは明らかである。とくに(ii)の双晶に関しては、脆性破壊が高速で伝播するため、いずれの温度域においても発生しているのが認められた。

Photo. 2 に Al killed 鋼における一例を示す。

さらに、温度が下ると上記(i)項によるエネルギーの吸収はほとんどなくなり、(ii)(iii)項がエネルギー吸収に寄与する。このうち、(ii)項の双晶の発生は前述したようにほとんどすべての温度範囲で認められる。(iii)項については、電顕による観察の結果では -196°C の低温域で、しかも、伝播速度の十分大きい。脆性クラック発

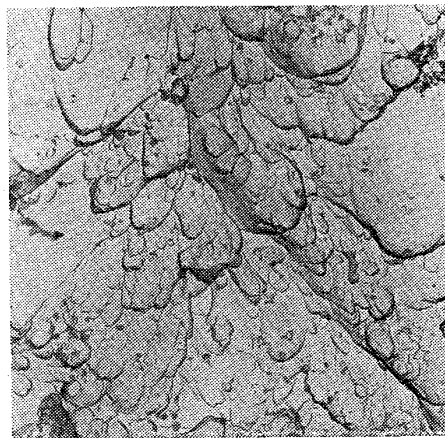


Photo. 1. Ductile fractured region of 9%Ni steel brittle fractured surface in double tension test at -196°C (near the notch) $\times 5000$ (/)

—Crack path

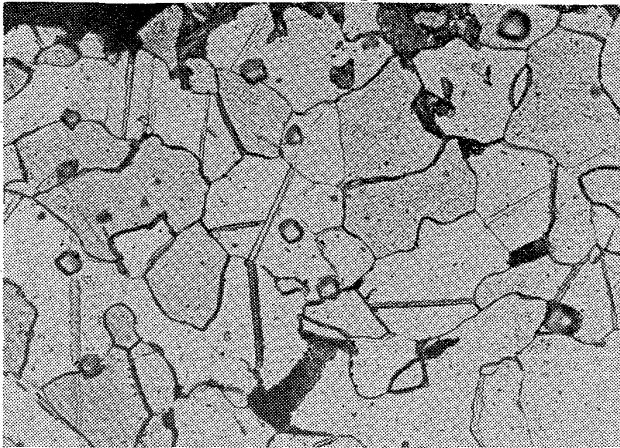


Photo. 2. Twins nucleated during brittle fracture propagation in double tension test at -71.5°C
(stress of Propagating part: 6.63 kg/mm^2 ,
170 mm away from notch root)

生直後の伝播時においても cleavage step の形成・発達が認められ、これによるエネルギーの吸収がかなりあるものと考えられる。Low³⁾によれば cleavage step ができるのは、脆性クラック先端における応力集中のため既存の転位が運動するために生ずるらせん転位とクラックの反応によるもので、したがって高温ほどまた荷重速度の小さいほど、粒界の cleavage step “river patterns” は発生しやすいとしている。しかし -196°C の超低温でもかなりの発生が認められており、エネルギー吸収に寄与していることは明らかである。また、cleavage step は、上述の原因以外に次のような機構からもできる。すなわち、クラックが劈開面と平行でなかつたら、その不整合に適合するように Step ができる。このようにして段のついた破壊では、単に表面積が増すだけでなく、第二次劈開面あるいは上り面が一次劈開面に直角でない場合段を作るための塑性変形が必要である。また互いに隣接する結晶粒の方位が異なると平行な劈開面が異なるレベルで生じ粒界に step ができる。以上のようなことから (iii) 項によるエネルギー吸収量は低温でもそれほど減少せずほぼ一定値になることが想像される。

また、この一定値 S_0' が鋼種によつて異なり、HT60 よりも Al killed の方が高い値を示しているが、これも粒界の面積の差および粒界自体の性質の差異に基いてると推測される。

IV. 結 言

脆性破壊伝播限界応力の温度依存性を調べるため、Al killed 鋼および HT60 鋼について二重引張り試験を行ない、脆性破壊伝播時の表面塑性エネルギーを求め、同時に得られた破面について電顕観察を行なった。

この結果によると、限界温度附近では表面塑性エネルギー S の対数と絶対温度の逆数の間に直線関係が成立するが、十分低温になると、この直線は折れ曲り、 S はほぼ一定値に近づく傾向がある。その原因については、粒界の伝播抵抗が超低温でもある一定の値を有していることによると推測される。

文 献

- 1) Y. AKITA and K. IKEDA: On Brittle Crack Propagation and Arrest-Theoretical and Experimental Analyses of ESSO Test with Temperature Gradient, Report of Transport. Tech. Res. Inst. No. 56. Dec. 1962.
- 2) 越賀・今沢: 造船協会溶接研究委員金6分科資料 2月 1963
- 3) J. R. Low, Jr.: A Review of the Microstructural Aspects of Cleavage Fracture G. E. Res. Rep. No. 59-RL-2204, March. 1959

669,12,24,2:669,71:62,252
1539,125,5,04:620,178,74522

(140) 原子炉構造用鉄鋼材料の照射脆化の研究

日本原子力研究所, 東海研究所

工博 川崎 正之・○藤村 理人

中崎長三郎・生田目 宏

Neutron Irradiation Embrittlement of Reactor Structural Steels. pp1952~1955

Dr Masayuki KAWASAKI, Tadato FUJIMURA,
Chozaburo NAKAZAKI and Hiroshi NAMATAME

I. 緒 言

動力用原子炉において鉄鋼材料は主として圧力容器および配管構造に使用される。圧力容器に使用される鉄鋼材料は原子炉運転使用中に速中性子照射をうけて照射脆化することが海外の研究で明らかにされ、その照射脆化の程度は、原子炉の安全性、ひいては原子炉の経済性に関連するので、最近きわめて重要な問題点となった。

わが国では大型研究用原子炉の利用がおくれたため、今日までこの問題の解明について海外に比べて著しく立ちおくれを示している。最近、日本原子力研究所のJRR-2は定常運転に入つたので、同炉を利用する国産鉄鋼材料の照射試験も軌道にのり、照射後試験の設備をほぼ整備をすませた。

著者らは、1962年より、照射脆化の研究を遂行するため、研究の計画、試験の準備を進め、1963年に3回にわたり、鉄鋼材料のシャルピー衝撃試験片について国内では最初の速中性子照射量、 $5.8 \times 10^{18} \text{ n/cm}^2$ の照射を行ない、照射後試験を実施したのでここに第1報として報告する。

II. 照射試験

鉄鋼材料の照射試験を実施した原子炉実験孔は、JRR-2の垂直実験孔である。著者らは同炉の垂直実験孔VT-2に照射試験装置を試作し、さらにその経験を生かして、中央実験孔VT-1における照射装置を製作した。Table 1はこれら実験孔の照射条件を示す。すなわち、VT-2では1原子炉サイクルの照射で照射脆化の研究に満足な速中性子照射量は得られないが、VT-1によれば研究に満足な速中性子照射量を得ることができる。著者らの試作した照射試験装置の系統図をFig. 1に示す。同図で明らかのように、JRR-2では、VT-1における過剰反応度を有利に維持するために、重水を充填している。このため、照射試料は重水に浸漬した状態で照射さ