

論文

9%Ni 鋼の破壊靱性に及ぼすき裂先端における温度上昇の影響

佐 野 謙 一*

Effects of Local Temperature Rise at a Crack Tip on the Fracture Toughness of 9%Ni Steels

Ken-ichi SANO

Synopsis:

The effect of loading rate on fracture toughness of 9% Ni steels with four levels of Charpy absorption energy was studied at various loading rates between impact and static at -196°C . In contrast to the ordinary ferritic steel, the fracture toughness of 9% Ni steel was found to increase with the loading rate above 20mm/min. The transition of the fracture mode from brittle to ductile took place at the loading rate of 100mm/min, the fracture was completely ductile above this level. The dynamic fracture toughness, K_d , was greater than the static one, K_c . These observations are attributed to the temperature rise at a crack tip during the adiabatic heating at high strain rate, which is emphasized by decreased specific heat and the thermal conductivity at -196°C . The temperature rise during the fracture was measured by a Cu-Constantan thermocouple, and was in good accordance with the previous theoretical prediction. The observed maximum temperature rise was 188°C . The results suggest that not only in 9% Ni steel but in other metals and alloys as well the effect of temperature rise at a crack tip can be an important factor in the dynamic fracture.

1. 緒 言

軟鋼などのフェライト系鋼材の破壊靱性は荷重速度の増大に伴って著しく低下することが知られており、このため重要な構造部材では動的荷重による破壊靱性の評価が必要とされている。このような評価試験において荷重速度を非常に大きくした場合、き裂先端における塑性変形過程が断熱的となつて局所的に顕著な温度上昇が生じ、破壊挙動に対しても無視できない影響を及ぼし得ることが指摘されている¹⁾。

実際金属材料において破断時のき裂先端温度の測定が試みられており^{2)~5)}、特に SCHÖNERT と WEICHERT³⁾ は冷延鋼板の切欠試験片の衝撃荷重による破断時に熱電対を用いてき裂先端温度を測定し、最大 130°C という大きな温度上昇を観察している。理論的には、RICE と LEVY⁶⁾ がき裂先端における塑性域の形成に伴う温度上昇を局所的なひずみ分布および有限の荷重速度の効果を考慮して計算している。しかしながら、上述の実験結果

は直接理論計算の結果と対応するものではなく、今後温度上昇効果に関する理解を進める上では理論計算結果の実験による裏付け、およびこのような局所的かつ過渡的な温度上昇が実際の破壊挙動に及ぼす影響の解明などが必要と思われる。

9%Ni 鋼は代表的なフェライト系低温用鋼であり、高度の安全性が要求される LNG 貯槽材料などとして大量に用いられるために従来から種々の動的破壊靱性の評価が行われている⁷⁾⁸⁾。本研究は、9%Ni 鋼の破壊靱性試験において荷重速度を増大した場合にき裂先端において顕著な温度上昇が生じる現象を見出し⁹⁾、この現象が破壊挙動に及ぼす影響を明らかにすると共に、温度上昇が顕著となる条件や温度上昇と荷重速度の関係についても上述の理論計算の結果に基づいて検討を試みたものである。

2. 実 験 方 法

2.1 供試鋼および試験片

昭和 57 年 4 月本会講演大会にて発表 Trans. ISIJ, 23 (1983) 8 に一部掲載
昭和 61 年 2 月 7 日受付 (Received Feb. 7, 1986)

* 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 (現: 川崎製鉄(株)研究企画部) 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Now Research Planning Dept., Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)

Table 1. Chemical compositions in wt %.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni
A	0.051	0.26	0.63	0.0029	0.0008	—	9.10
B	0.041	0.23	0.50	0.006	0.005	—	9.13
C	0.043	0.27	0.60	0.0020	0.0013	0.008	9.14
D	0.061	0.25	0.61	0.0032	0.0013	—	9.17

Table 2. Mechanical properties and plate thickness. σ_{E-196} was measured at -196°C and other properties at room temperature.

Steel	Plate Thickness (mm)	Mechanical properties					σ_{E-196} (kgf·m)
		Yield strength (kgf/mm ²)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Reduction of area (%)	Elongation (%)		
A	30	64.4	72.3	83.1	23.6		25.5
B	30	64.1	73.4	79.3	26.5		14.7
C	30	64.8	72.2	82.5	21.0		22.9
D	20	65.6	76.5	82.0	23.5		20.7

供試鋼としてはシャルピー吸収エネルギーの異なる4種類の焼入れ焼もどし型9%Ni鋼板 (ASTM A553, Type 1 鋼) を用いた。各鋼の化学成分を Table 1 に、また板厚および機械的性質を Table 2 に示す。これらの鋼のシャルピー衝撃試験による破面は -196°C ではすべて延性破面であった。鋼 A, B からそれぞれ板厚 30 mm および 25 mm の ASTM E399¹⁰⁾ に準拠した疲労切欠付3点曲げ破壊靱性試験片を、また全鋼種から 2 mm V 切欠付シャルピー衝撃試験片をいずれも試験片の長手方向が圧延方向と一致するように作製し供試した。

2.2 破壊靱性値およびき裂先端温度の測定

動的破壊靱性試験は容量 2 tf·m の Dynatup 8100F 型計装化落重試験機を用いて行い、打撃初速を A 鋼では 5.42 m/s, B 鋼では 2.43 m/s とした。荷重の計測は打撃端に組み込んだ半導体ひずみゲージ式ロードセルにより、あらかじめ静的荷重によつて指示値を校正した。この指示値が動的荷重による場合にも正しい値となつてゐることは、荷重-時間曲線の囲む面積から計算される吸収エネルギーと同時に光学的に測定した打撃端の速度変化から求められる吸収エネルギーを比較することによつて確認した。Fig. 1 にその結果を示す。両者の間に良い一致が見られ、この装置においては静的な校正が有効であることを示している。準静的破壊靱性試験は容量 50 tf の油圧式万能試験機によりクロスヘッド速度 5 mm/min にて行つた。なお以下において打撃初速またはクロスヘッド速度などの荷重点変位速度を荷重速度と呼ぶ。

上述の試験は3点曲げ破壊靱性試験片を用いて行い、荷重速度などを除いては可能な範囲で ASTM E399 または BS 5762¹¹⁾ に準拠して実施した。鋼種、荷重速度によらず全面降伏の後で破壊が生じたので、準静的破壊

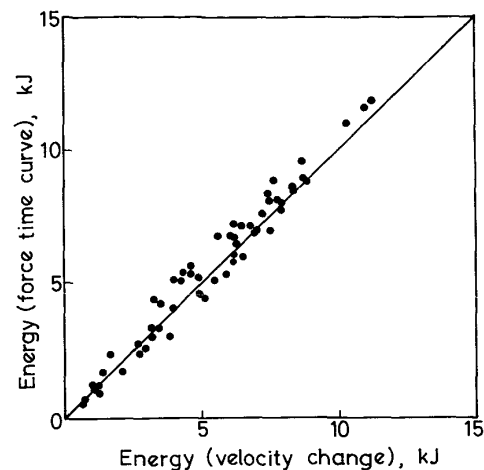


Fig. 1. Relation between the energy determined by using a force-time curve and the energy calculated from the change in velocity of impact tup before and after the fracture.

靱性値 K_c または動的破壊靱性値 K_d を求める際にはき裂発生点または最大荷重点に達するまでに試験片により吸収されたエネルギー U から (1) 式によつて限界 J 積分値を求め、(2) 式によつて K_c または K_d に換算する方法¹²⁾によつた。

$$J_c = 2U / \{B(W - a)\} \dots\dots\dots (1)$$

$$K_c, K_d = \{EJ_c / (1 - \nu^2)\}^{1/2} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 B : 板厚, W : 幅, a : き裂長さ, E : ヤング率, ν : ポアソン比である。

破壊挙動に及ぼす荷重速度の影響については、シャルピー試験片を用いて 1.67×10^{-6} m/s (0.1 mm/min) から 5.4 m/s の範囲で試験を行い、荷重速度に応じてインストロン型試験機、油圧サーボ式試験機および Dynatup 371 型計装化シャルピー試験機などを用いた。

き裂先端温度の測定には 0.2 mm 径の銅-コンスタンタン-銅の差動熱電対を用い、能動接点を試料側面の切欠先端近傍に点溶接し、参照接点は同一側面の塑性変形が生じない位置に電氣的に絶縁するためにマイラーテープを介して熱的に接触させ、2点間の温度差による熱起電力を直流増幅器により増幅後オシロスコープ、トランジェント・レコーダーなどにより記録した。この測定系において、衝撃荷重による場合に温度変化以外の原因によると見られる起電力の発生が認められた。これは、コンスタンタン線の部分を銅線に置換したダミー熱電対により確認されたもので、アルミニウム合金、銅、黄銅などの非磁性材料による試験片を用いた場合には起電力が検出されなかつたことから、試料が強磁性体であるために生じた何らかの浮遊磁場による誘導起電力であると考えられた。このような起電力の発生は、熱電対線が開

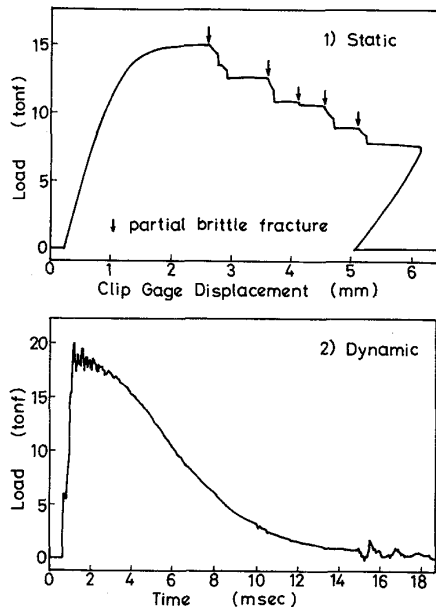
ループを形成しないように緊密により合わせることに
り防止できた。

破壊靱性試験および温度上昇の測定などはすべて -196°C において行つた。

3. 実験結果および検討

3.1 準静的および動的破壊靱性値

Fig. 2 に鋼 A の準静的破壊靱性試験による荷重-クリップ・ゲージ変位および動的破壊靱性試験による荷重-時間曲線の例を示す。クリップ・ゲージ変位はき裂の開



1) Static: Load-clip gage displacement (COD) curve
Crosshead velocity; 5mm/min

2) Dynamic: Load, energy-time curves Impact velocity; 5.42 m/s

Fig. 2. Loading record of static and dynamic fracture toughness testing of steel A at -196°C using bend specimens.

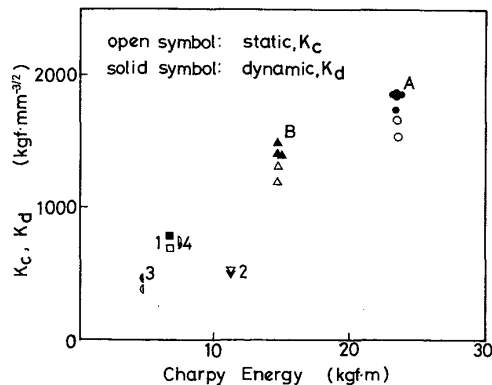


Fig. 3. Static and dynamic fracture toughness of steel A and B at -196°C as a function of Charpy absorption energy. Previous results by TENGE et al.⁷⁾ (1,2) and PENSE et al.⁸⁾ (3,4) are shown as well for comparison.

口量に対応する。準静的荷重では部分的脆性破壊による階段状の不連続で急速な荷重降下が何回も生じているが、動的荷重では荷重曲線は滑らかで連続的に変化を示し不連続な荷重降下は観察されない。後者における小振幅の荷重の振動は衝撃荷重によつて試験片-ロードセル系に励起された減衰振動によるもので、試験片の破壊挙動とは直接の関係は無い。破壊モードの面からは、準静的荷重では不連続な荷重降下に対応してへき開破面と延性破面とが交互に縞状に出現したが、動的荷重では100% 延性破面であつた。なお、同様の荷重速度効果が鋼Bによる破壊靱性試験においても見られた。

Fig. 3 は、鋼 A および鋼 B の K_c および K_d をシャルピー吸収エネルギーの関数として示す。両鋼共に K_d が K_c より大きい。これは準静的荷重による場合には最大荷重点に達する前に部分的脆性破壊が生じていることによる。ただし部分的脆性破壊が最大荷重点の後で初めて発生する場合もあり、この場合には延性破壊の発生に対する荷重速度の効果¹³⁾により K_d が K_c より大きくなると考えられる。参考のために同図に TENGE ら¹⁴⁾ および PENSE ら¹⁵⁾ による結果も示した。これらの結果においても K_d が K_c より大きいという傾向が見られ、このような荷重速度効果がシャルピー吸収エネルギーの広い範囲にわたることを示している。このような荷重速度効果は軟鋼などのフェライト系鋼材の破壊靱性に対する荷重速度効果とは対照的である。

3.2 破壊挙動に及ぼす荷重速度の影響

上述の荷重速度効果はシャルピー試験片を用いた場合にも見られ、4種の供試鋼のいずれにおいてもこの現象の再現性が確認された。Fig. 4 に鋼 C および鋼 D の荷

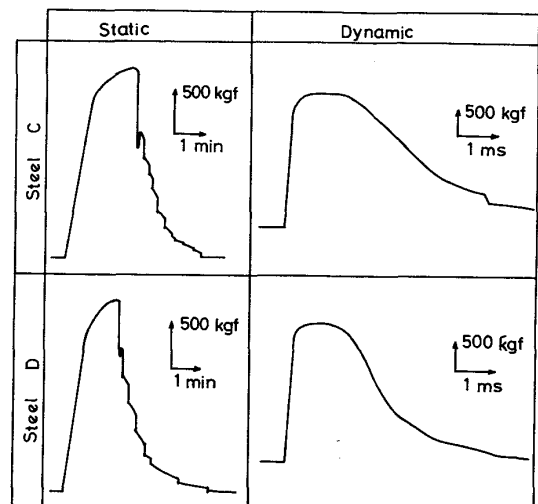


Fig. 4. Load-time curves after dynamic (5.4 m/s) and static (2 mm/min) bend testings of steel C and steel D at -196°C using Charpy specimens.

重-時間曲線の例を示す。これらの結果は、準静的と衝撃の中間の荷重速度において脆性から延性への破壊モードの遷移が生じていることを示している。そこでこれらの荷重速度を含む広い範囲で荷重速度を変化させ破壊挙動に及ぼす影響を調べた。

Fig. 5 に鋼Aのシャルピー試験片を 0.1 mm/min から 200 mm/min の荷重速度で曲げ破壊した場合の荷重-変位曲線の例を示す。荷重速度が増大すると一回の部分的脆性破壊による荷重降下量が減少するが、その発生頻度が増大するため次第に滑らかな曲線となり、200 mm/min では部分的脆性破壊による不連続な荷重降下は消滅している。100 mm/min では部分的脆性破壊による荷重降下量が記録計の荷重分解能と同程度にまで低下

し、荷重-変位曲線上では部分的脆性破壊の識別ができなくなった。

破面を走査電顕によつて調べた結果、部分的脆性破壊による荷重降下量が多い場合にはへき開破面はき裂進行方向に垂直な縞状に連なっているが、降下量の減少に伴いしだいにとぎれてパッチ状となり脆性破面率も減少する。荷重速度が 100 mm/min の場合には、微小な荷重降下に対応すると思われる多数の微小なパッチ状へき開破面が観察された。Photo. 1 はその走査電顕写真の一例で、1) は延性破面内にへき開破面がパッチ状に存在する状態を、2) はへき開破面の部分を拡大して示しており、調質鋼の場合に典型的な擬へき開破面であることがわかる。なお 200 mm/min で変形した場合には、へき

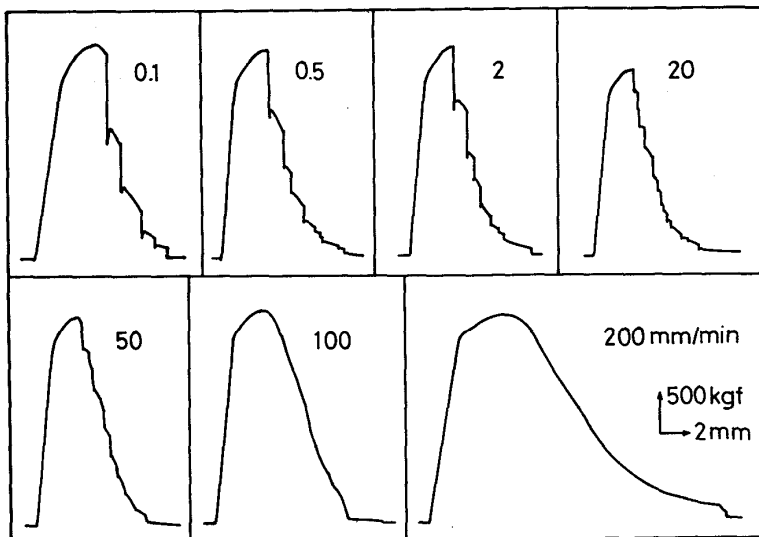
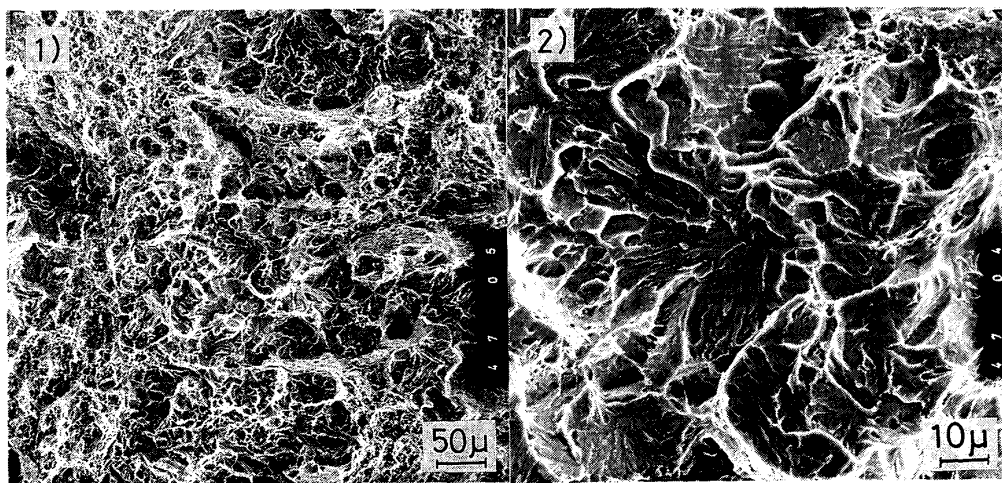


Fig. 5. Load-displacement curves after bend testings of steel A at -196°C using Charpy specimens. Numbers in the figure indicate the crosshead velocities in mm/min.



1) Cleavage patches surrounded by ductile dimples
2) Enlarged cleavage patch in 1)
A quasi-cleavage facet typical in quenched and tempered steel

Photo. 1. SEM fractographs of steel A after the bend testing of Charpy specimen at -196°C . The crosshead velocity was 100 mm/min.

開破面は全く観察されなかった。

鋼 B においても Fig. 5 と同様な荷重速度による破壊挙動の変化が認められたが、後述するように定量的には両鋼種で差がある。鋼 A および鋼 B の荷重-変位曲線から破断までに吸収したエネルギーを求め、Fig. 6 に荷重速度の関数として示した。吸収エネルギーは両鋼とも荷重速度が 20 mm/min までは荷重速度の増大に伴って低下するが、20 mm/min で最小値を示し、それを超える速度では逆に荷重速度と共に増大する。20 mm/min と 100 mm/min の間では、吸収エネルギーの荷重速度依存性はそれ以下の速度の場合とは逆になっているが一部脆性破壊も残存している。これらの特性に基づいて、20 mm/min までを脆性領域、20 mm/min から 100 mm/min を遷移領域、100 mm/min 以上を延性領域と分類する。鋼 A の吸収エネルギーは、脆性領域では鋼 B の場合より

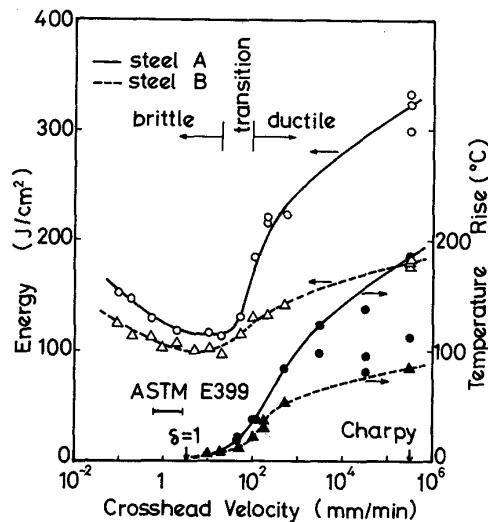
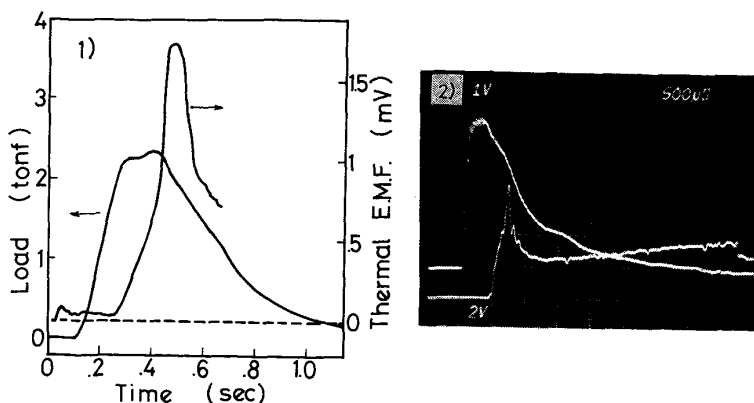


Fig. 6. The absorption energy (open symbols) and the temperature rise at a notch tip (solid symbols) of Charpy specimens of steel A and steel B at -196°C are plotted against the crosshead velocity. The arrows in the figure shows the calculated critical crosshead velocity for adiabatic heating at a notch tip.



1) Crosshead velocity: 500 mm/min Trace of the output of transient recorder Maximum temperature rise: 82.5°C
2) Oscillogram. Impact velocity: 5.4 m/s Maximum temperature rise: 114°C

Fig. 7. Records of Electro Motive Force (EMF) of differential thermocouple attached to a notch tip during Charpy testing of steel A at -196°C .

やや大きい程度であるが、延性領域ではその差が荷重速度と共に増大し、シャルピー衝撃試験の速度では Table 2 からわかるように 2 倍に近い差となつている。

代表的な破壊靱性試験規格である ASTM E399 においては、許容される応力拡大係数 K の時間変化率 $\dot{K}$ の範囲が規定されている。参考のためシャルピー試験片の場合の許容 $\dot{K}$ をき裂長さ 2 mm として荷重点変位速度に換算し Fig. 6 中に示した。なお BS 5762 における許容 $\dot{K}$ も同一である。許容荷重速度は吸収エネルギーが最小となる荷重速度に近い値となつている。

3.3 き裂先端における温度上昇

Fig. 7 に、鋼 A の切欠先端の温度上昇に対応する熱起電力および荷重を時間の関数として記録した例を示す。荷重速度は 500 mm/min および 5.4 m/s の 2 種で、それぞれに対応する温度上昇のピーク値は 82.5°C および 114°C であつた。温度上昇のピーク値は測定結果間のばらつきがかなり大きかつたが、その最大値は 188°C であつた。この結果は SCHÖNERT と WEICHERT³⁾ による測定結果 130°C に近い値である。

鋼 A および鋼 B の温度上昇のピーク値を荷重速度の関数として Fig. 6 に示した。両鋼共荷重速度が 10 mm/min 以上で熱起電力を背景雑音から分離して検出できるようになり、その値は荷重速度と共に増大した。同一荷重速度における温度上昇は鋼 A の方が鋼 B より大きい。温度上昇と吸収エネルギーの変化は良く対応し、温度上昇が顕著となり始める荷重速度は吸収エネルギーが最小値を示す荷重速度とはほぼ一致している。これらの結果は、き裂先端における温度上昇が原因となつて脆性破壊から延性破壊への遷移が生じていることを示唆している。

3.4 比熱および熱伝導率

Fig. 8 に、鋼 A の比熱および熱伝導率の測定結果を温度の関数として示す。比熱の測定は断熱型連続法¹⁶⁾により、熱伝導率は温度傾斜法¹⁷⁾によつた。これらは

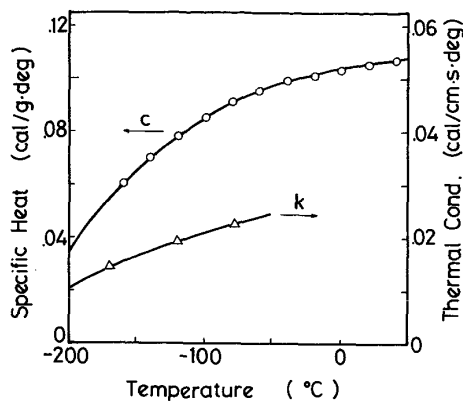


Fig. 8. Specific heat and thermal conductivity of steel A plotted as a function of temperature.

いずれも温度と共に低下している。−196°Cにおける外挿値は、比熱: 0.037 cal/g·deg および熱伝導率: 0.214 cal/cm·s·deg であった。

3・5 き裂先端における温度上昇の検討

RICE と LEVY⁶⁾ は、き裂先端における塑性仕事の大部分が熱エネルギーに変換されると仮定して、き裂先端における温度上昇 ΔT が次式で表されることを示した。

$$\Delta T = T_c \cdot h(\delta) \quad (3)$$

ここで、 T_c : (4) 式による温度の次元を持つ関数、 $h(\delta)$: 断熱変形の程度を表す無次元の関数、 δ : (5) 式で表される無次元の関数である。

$$T_c = \frac{2(1 - \nu^2)K_{max}^2}{3\sqrt{\pi} E \sqrt{\rho c k t}} \quad (4)$$

$$\delta = 2a\sqrt{t}/\omega \quad (5)$$

ここで、 ρ : 密度、 c : 比熱、 k : 熱伝導率、 t : K_{max} に到達するに要する時間、 K_{max} : 最大応力拡大係数、 $a^2 (= k/(\rho c))$: 熱拡散係数、 ω : 塑性域の大きさである。(4)式および Fig. 8 は、低温になるほど比熱、熱伝導率が低下して温度上昇が顕著となることを示している。 $h(\delta)$ は、 $\delta > 1$ では急速に 0 に近づき $\delta < 1$ では 1 に収束するような関数であり、 $\delta < 1$ では $\Delta T \sim T_c$ 、また $\delta > 1$ では $\Delta T \sim 0$ となり、温度上昇が顕著となる条件は次式によつて表されている。

$$\delta \leq 1 \quad (6)$$

(6)式は、き裂先端で発生した熱の拡散速度よりも塑性域の拡大する速度が大きくなるという条件を表している。

Fig. 9 は、鋼 A および鋼 B の温度上昇のピーク値と荷重速度の関係を両対数表示したものである。荷重速度が低い場合実験点は勾配 1/2 の 2 直線で挟まれる領域に含まれ、温度上昇が荷重速度のほぼ 1/2 乗に比例していることを示している。これは、(4)式において

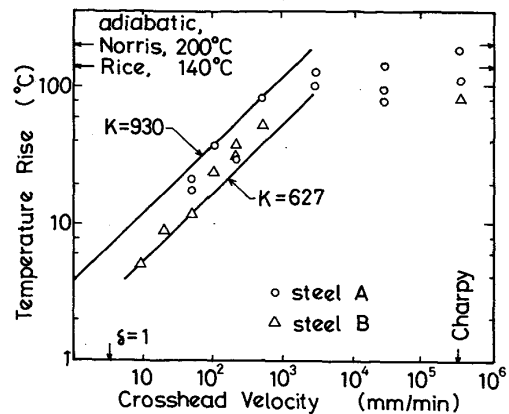


Fig. 9. Logarithmic plot of the temperature rise in steel A and steel B at −196°C vs. crosshead velocity. The slope of boundary lines is 1/2. Arrows indicate the adiabatic temperature rise estimated by RICE and LEVY⁶⁾, and by NORRIS¹⁸⁾.

K_{max} の荷重速度依存性が緩やかで、 c 、 k が一定とした場合に予想される関係である。2 直線は、(4)式において −196°C における比熱および熱伝導率の値を用い、 K_{max} をそれぞれ $930 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ および $627 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ とした場合に対応する。 K_{max} を $930 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ とし、 ω を Dugdale 模型によつて表した場合⁶⁾、(6)式に対応する臨界荷重速度を求め、Fig. 6, 9 に矢印で示した。図から、RICE と LEVY の理論から計算される臨界荷重速度が実際に温度上昇が顕著となり始める荷重速度とほぼ一致することがわかる。

荷重速度が非常に大きい場合には、温度上昇は次式で表される断熱近似値 ΔT_a に漸近することが示されている⁶⁾。

$$\Delta T_a = \sigma_y / (\pi \rho c) \quad (7)$$

ここで σ_y : 降伏応力である。鋼 A の −196°C における降伏応力 $100 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-2}$ および比熱の値を代入すると、 $\Delta T_a = 256^\circ\text{C}$ となる。この場合には比熱の温度変化を考慮していないが、比熱を温度の関数と見なすと(7)式は次式のように変形され、左辺の積分限界から試験温度が T_0 の場合の温度上昇 ΔT_a が求められる。

$$\int_{T_0}^{T_0 + \Delta T_a} c(T) dT = \sigma_y / (\pi \rho) \quad (8)$$

Fig. 8 の曲線を図式的に積分することによつて求めた ΔT_a は 140°C であった。

温度上昇の断熱近似による評価の他の例として、NORRIS¹⁸⁾ は原子炉压力容器用鋼 (ASTM A533B Cl. 1 鋼) のシャルピー衝撃試験時の切欠先端における温度上昇を有限要素法を用いて計算し、比熱が $0.106 \text{ cal/g} \cdot ^\circ\text{C}$ の場合に最大 150°C という結果を得ている。−196°C の場合の温度上昇を、Fig. 8 の比熱の温度依存の結果

を用いて上述と同様な方法によつて評価すると 200°C となる。これらの断熱近似による値を Fig. 9 中に矢印で示した。

実際の温度上昇は、Fig. 9 に示したように荷重速度が大きい場合に飽和し、上述の断熱近似による温度上昇の近似値に近い値に漸近する傾向が見られる。

9%Ni 鋼では微細な析出オーステナイト相を含有し、加工誘起変態による発熱の影響が考えられる。代表例として鋼 C のシャルピー試験片の破壊前後のオーステナイト量を X 線回折法により測定した結果、母相中で 10.5% であつたものが、準静的または衝撃荷重による破断後の破面上ではそれぞれ 2% および 0% に減少していた。9%Ni 鋼の析出オーステナイト相の化学成分は、合金元素の濃縮により Fe-18%Ni-3%Mn-0.9%C 程度¹⁹⁾となつていますが、このような成分の鋼の変態潜熱のデータが他に見当たらなかつたので、変態潜熱 H として Fe-30%Ni における値 10 cal/g²⁰⁾ を用いて (9) 式によつて温度上昇 ΔT を評価した。

$$\Delta T = H/c \times 10.5\% \sim 27^\circ\text{C} \dots\dots\dots (9)$$

ここで比熱 c としては -196°C における値を用い、全オーステナイトが同時に変態すると仮定した。(9) 式による温度上昇は上述の断熱的塑性変形による場合の 1 割程度で、全温度上昇に対する寄与は少ないとみなせる。

これらの考察結果は、き裂先端における温度上昇現象が、(5) 式に含まれる材料常数および荷重速度のみに依存し 9%Ni 鋼の変形や破壊機構の特異性に起因するものではないことを示している。従つて、9%Ni 鋼以外の鋼、金属、合金においても臨界荷重速度以上の荷重速度の場合顕著な温度上昇が生じて破壊靱性の荷重速度依存の逆転が生じることが予想される。このような意味でき裂先端における温度上昇は一般的な現象であり動的破壊靱性に影響を及ぼす重要な因子と考えられる。

4. 結 言

9%Ni 鋼の -196°C における破壊挙動に及ぼす荷重速度の影響を調べ以下の結果を得た。

1) 衝撃荷重による破壊靱性値 K_d は準静的荷重による破壊靱性値 K_c より大きい。この現象はき裂先端における温度上昇により破壊モードが脆性から延性に遷移したことによる。

2) 破壊吸収エネルギーは、荷重速度が 20 mm/min までは荷重速度の増大と共に低下するが、それ以上の速度では逆に荷重速度と共に増大し、20 mm/min で最小値を示す。吸収エネルギーの増大に伴つて脆性破面率は減

少し 100 mm/min 以上では完全に延性破壊となる。

3) き裂先端における温度上昇は、荷重速度が 10 mm/min 以上で顕著となり始め、それ以上の荷重速度では荷重速度の 1/2 乗に比例して増大する。測定された温度上昇の最大値は 188°C であつた。温度上昇が顕著となる臨界荷重速度、温度上昇と荷重速度の関係などは、RICE と LEVY による理論計算の結果と良く一致する。

4) 荷重速度の増大によつて破壊モードが脆性から延性に遷移する現象は、局所的な温度上昇により脆性破壊の発生が抑止されることによる。

5) 断熱的塑性変形によるき裂先端温度の上昇現象は 9%Ni 鋼の特異性に起因するものではなく、9%Ni 鋼以外の鋼、金属、合金においても、動的破壊靱性を支配する重要な要因となり得る。

文 献

- 1) J. M. KRAFFT and G. R. IRWIN: Fracture Toughness Testing and its Applications, ASTM Special Tech. Publ., 381 (1965), p. 114
- 2) A. A. WELLS: Weld. Res., 7 (1953), p. 34
- 3) K. SCHÖNERT and R. WEICHERT: Chem. Ing. Technol., 41 (1969), p. 295
- 4) R. ATTERMO and G. OSTBERG: Int. J. Fract. Mech., 7 (1971), p. 122
- 5) 今井康文, 眞竹友一: 日本機械学会論文集 A, 46 (1980), p. 1352
- 6) J. R. RICE and N. LEVY: Physics of Strength and Plasticity, ed. by A. S. ARGON (1969), p. 277 [MIT Press]
- 7) M. S. KAMATH and A. M. WOOD: Metal Const., 13 (1981), p. 456, p. 557, p. 625
- 8) R. D. STOUT and A. W. PENSE: WRC Bull., 278 (1982)
- 9) K. SANO: Trans. ISIJ, 23 (1983), p. 696
- 10) ASTM E399-81, Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standard, 10 (1981), p. 588
- 11) BS 5762, Method for Crack Opening Displacement Testing (1979), p. 231
- 12) J. R. RICE, P. C. PARIS and J. G. MERKLE: Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing, ASTM Special Tech. Publ., 536 (1973), p. 231
- 13) J. M. BARSOM and S. T. ROLFE: Impact Strength of Metals, ASTM Special Tech. Publ., 466 (1970), p. 281
- 14) P. TENGE, A. KARLSEN and B. MAURITZON: Dynamic Fracture Toughness (1976), p. 237 [The Weld Inst.]
- 15) A. W. PENSE, R. D. STOUT and B. R. SOMMERS: Adv. Cryo. Eng., 24 (1978), p. 548
- 16) 長崎誠三, 前園明一, 岡本 寛, 市橋正彦: 工業化学雑誌, 69 (1966), p. 1631
- 17) 真島正市, 谷 安正, 木谷要一, 岡島慶三郎, 矢島祐利: 応用物理学実験 (1934), p. 118 [内田老鶴園]
- 18) D. M. NORRIS, Jr.: Eng. Fract. Mech., 11 (1979), p. 261
- 19) 鈴木重治, 船越督己: 鉄と鋼, 61 (1975), A45
- 20) 西山善次: マルテンサイト変態 (基本編) (1971), p. 156 [丸善]