

低炭素鋼溶接熱影響部の靱性試験における荷重低下現象

横山 賢一*・南雲 道彦*²

The Load Drop Phenomenon at the Fracture Toughness Test
of the Heat Affected Zone of a Low Carbon Steel

Ken'ichi YOKOYAMA and Michihiko NAGUMO

Synopsis : The load drop or pop-in phenomenon at the fracture toughness test of the heat affected zone (HAZ) of a low carbon steel has been investigated. Microstructural features such as the size of the bainitic ferrite were varied with the thermal cycles simulating a double pass welding. It is revealed that the initiation of the load drop is not dependent on test temperatures, whereas the arrest of the load drop decreases with the decrease of the test temperature, thus increasing the amount of the load drop. Fractographic examination has revealed that the amount of the load drop scales with the crack length formed by the local brittle fracture. Also, the size and density of cleavage facets increases with the load drop. It is discussed that the temperature dependent amount of a load drop is determined by the ductile linking of cleavage facets produced at bainitic ferrite grains.

Key words : load drop ; pop-in ; fracture toughness ; heat affected zone ; low carbon steel ; bainitic ferrite.

1. 緒言

鉄鋼の靱性についての破壊力学的試験では、最終的な不安定破壊の前に一時的な荷重低下が起きることがある。この荷重低下量が小さく、再び荷重の増加が起きるときはポップインと呼ばれるが、材料の靱性値を荷重低下が起きた時点で定義することが定められており¹⁾、ポップインの機構は実用的に重要な問題である。荷重低下あるいはポップインは局所的な破壊が試料内部に発生したために起きると考えられるが、脆性破壊の基本であるGriffithの理論では、一旦伝播を開始したき裂はそのまま不安定破壊として最終破壊に到達することになる。したがって、荷重低下が局所的な脆性破壊であれば、破壊の発生やき裂の伝播を阻止する組織上の不均一性が、本質的な役割を果たしていることになる。ポップインは溶接部の靱性試験でしばしば見られる。実際に、予き裂先端に溶接金属部分が占める割合を変えた不均質試験片²⁾や、Ni含有量の異なる溶接金属で不均一性を与えたモデル溶接継手試験片³⁾で、靱性の低い部分からポップインが発生し、靱性の高い部分でき裂が停止することが確かめられている。実際の溶接継手の熱影響部(HAZ)では、熱サイクルにより生じた粗粒熱影響部(CGHAZ)が局所脆化域として脆性破壊の発生サイトになることが知られている⁴⁾。しかし、ポップイン発生についてそれ以上のミクロ的な実体、および実用的にも大きな意義を持つ荷重低下量については、系統的にはほとんど調べられていない。

HAZは、その成分や熱履歴によって複雑な組織を持つ。低炭素鋼では、針状フェライト(α_A)、ベイニティックフェライト(α_B)、擬ポリゴナルフェライト(α_q)、島状マルテンサイト(α')などが複雑に混合した組織で、その名称や生成機構について多くの議論がなされている⁵⁾。HAZの靱性については、従来脆い第二相とされるマルテンサイト-オーステナイト複合相(M-A Constituent)の割れや、界面剝離によって生ずる微小欠陥がGriffithき裂として働き、最終的な破壊と靱性を支配すると考えられてきた^{6,7)}。これに対し、著者らは先にHAZにおいては、割れの発生は粗大 α_B に隣接して方位の異なる α_B が交差した箇所であり、転位のすべりの拘束と、割れの伝播の場となる粗大 α_B の存在が本質的な役割を果たすことを明らかにした⁸⁾。さらに、破壊遷移現象のもととなる靱性の温度依存性が、脆性破壊発生段階に起因することも、シャルピー試験の新しい解析を含めて明らかにしている^{9,10)}。

ポップインはき裂の発生とともにき裂伝播の停止によって支配される。従来はそれぞれの過程は、例えば結晶粒径の違いによって靱性が異なる領域で支配される⁴⁾と考えられている。ポップインが組織の不均一性に起因することは確かであるが、それがマクロな不均一性にに基づく特異な現象なのか、あるいは鋼の破壊遷移現象と共通するミクロな起因を持つのかは、鋼の設計に対する指針として重要な観点である。本研究では、溶接再現熱サイクルを与えて、マクロ的には組織が均一な試料を用い、靱性試験における荷重

平成8年11月1日受付 平成9年3月7日受理 (Received on Nov. 1, 1996; Accepted on Mar. 7, 1997)

* 早稲田大学大学院生 (Graduate Student, Waseda University, 3-4-1 Okubo Shinjuku-ku Tokyo 169)

* 2 早稲田大学材料技術研究所 (Laboratory for Materials Science and Technology, Waseda University)

Table 1. Chemical composition of the steel(mass%).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Al	Ti	N	O
0.090	0.08	1.52	0.004	0.003	0.56	0.55	0.012	0.037	0.013	0.0031	0.0019

低下あるいはポップイン現象を、温度依存性および詳細な破面解析から系統的に調べ、その機構を解明することを試みた。

2. 実験方法

供試鋼は引張強さ600MPa級の商用鋼で、化学成分をTable 1に示す。50mm板厚の1/4厚より圧延方向に直角に採取した試験片に、高周波誘導加熱により二種類の溶接再現熱サイクルを与えた。第一サイクルの最高加熱温度(T_{p1})を1400°Cとし、第二サイクルの最高加熱温度(T_{p2})760°CのものをAシリーズ、800°CのものをBシリーズとした。また第一サイクルの800~500°C間の冷却時間を14.5秒、第二サイクルの T_{p2} ~500°C間の冷却時間を21.5秒とした。これらの熱サイクルは50kJ/cmに相当する入熱量における多重パス溶接を模したものである。

光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡(SEM)および画像解析装置を用いて、組織を観察し、 α_B およびM-Aの大きさ・面積率などを測定した。

三点曲げ試験片寸法は10×20×120mmであり、ノッチ先端にJSME S001¹⁾に準拠して疲労き裂を導入し、ノッチ全長を10mmとした。三点曲げ試験は一定のクロスヘッド速さ0.5mm/minで行い、JSME S001に準拠してJ積分値測定のための荷重の時間変化を記録し、荷重-荷重点変位曲線を得た。予き裂の鈍化域で脆性き裂の発生・伝播・停止現象である荷重低下を伴った場合は、その発生時のJ積分値で靱性を評価した。

Fig. 1に示すように予き裂の鈍化域で荷重低下が発生した試料について、荷重-荷重点変位曲線から荷重低下率(Load Drop Ratio)を以下のように定義し、脆性き裂停止性能の指標にした。

$$\text{荷重低下率(\%)} = \{(P_I - P_{II}) / P_I\} \times 100$$

P_I : 荷重低下直前の荷重値

P_{II} : 荷重低下直後の荷重値

Fig. 2のSEM写真に示すように、荷重低下を示した試料の破断後の破面は放射状にひろがるリバーパターンを持つへき開ファセット領域、そのファセット領域を連結するようにして存在し、リバーパターンに方向性が見られず微視的な延性領域(後述Fig.12)を含む擬へき開+延性破面領域とファセット間の段差をつなぐようにして存在する剪断延性破面領域(詳細はFig. 4)で構成される。

荷重低下を起こした破面を定量化するためFig. 3に示すよ

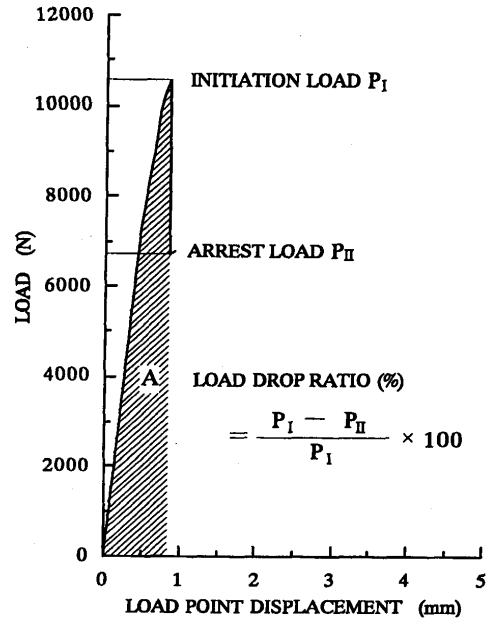


Fig. 1. Example of load-load point displacement curve on three point bending test.

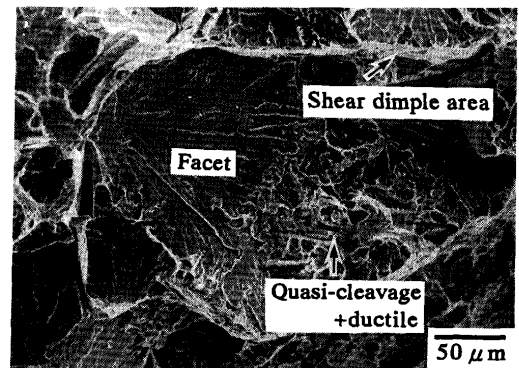


Fig. 2. SEM micrograph of fracture surface.

うに、荷重低下に対応する破面(予備実験として荷重低下発生後わずかに安定き裂を発生させその後液体窒素中で強制破断させることによって荷重低下に対応する破面を確認した。)をSEM観察し、板厚中心から幅2mm×(荷重低下に対応するき裂長さ)の領域内で50μm以上のファセットすべてについて、ファセットサイズと予き裂先端からファセットまでの距離($\Delta a + X_f$)を測定した。(長軸+短軸)/2をファセットサイズとし、測定倍率は150倍とした。

剪断延性破面領域はファセット間の段差をつなぐように存在するために、破面を正面から観察するとFig. 4 (a)に示すようにほとんど観察できないので、Fig. 4 (b)に示すように破面を30°傾斜させて観察し、画像解析装置を用いて面積

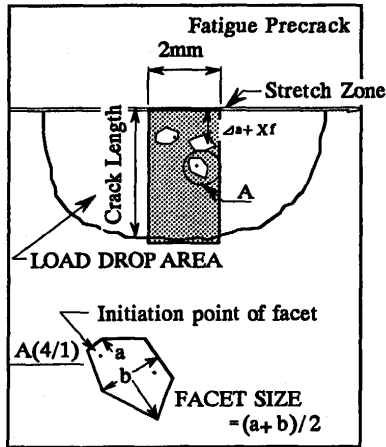


Fig. 3. Schematic illustration of the fractographic analysis.

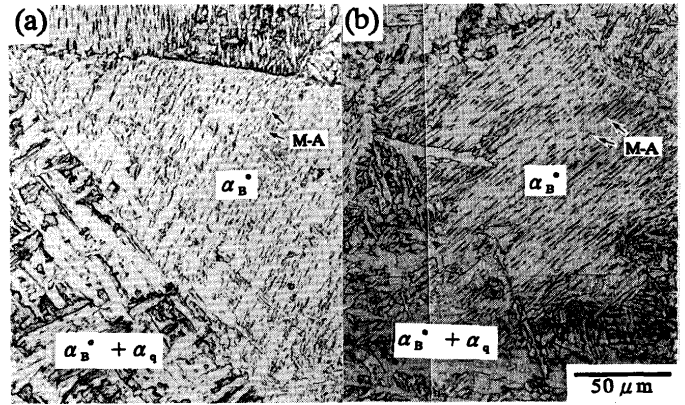


Fig. 5. Optical micrographs of (a) A-series and (b) B-series specimens.

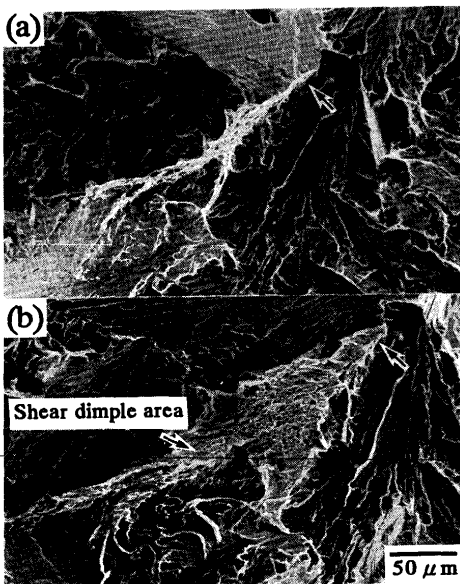


Fig. 4. SEM micrographs of the shear dimple area. The arrow indicates the correspondence of the two pictures. (a) 0°, (b) 30°

率を測定した。Fig. 4 (a) (b)中の矢印はそれぞれの対応点を示す。傾斜角度を30°にした理由は、実験装置の制約のためである。

また、試験温度60°CにおけるJ積分試験において除荷試験を行い、安定き裂長さを測定して安定き裂進展抵抗であるR-曲線を求めた。

3. 実験結果

3.1 組織観察

組織の光学顕微鏡写真をFig. 5に示す。A・Bシリーズともに組織はラスの方位がそろった粗大な α_B 領域と $\alpha_B + \alpha_q$ 領域で大別される。Fig. 6に粗大 α_B の大きさを面積で表したものの分布、Table 2に α_B ・M-Aの面積率とM-Aのアスペ

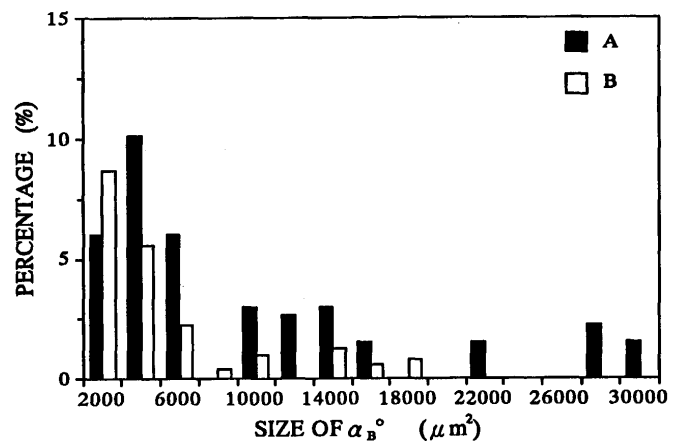


Fig. 6. Size distributions of α_B in A-series and B-series specimens.

Table 2. Areal fraction of α_B with width of more than $20\mu m$ perpendicular to the lath direction. Areal fraction of M-A constituent is also shown.

Series	Areal fraction of α_B (Pct)	Areal fraction of M-A constituent (Pct)	Aspect ratio of M-A constituent
A	37.6	13.86	3.77
B	20.4	12.03	3.17

クト比(長軸と短軸の比)の測定結果を示す。AシリーズはBシリーズに比べて粗大な α_B が多いことがわかる。 T_{p2} の差40°CによってBシリーズはAシリーズに比べてより多くオーステナイトへ逆変態し、その状態から冷却されるために $\alpha_B + \alpha_q$ 領域が多い。M-Aについては顕著な差は見られなかった。

3.2 三点曲げ試験の結果

脆性破壊発生の温度依存性を表すJ積分値の遷移曲線をFig. 7に示す。A・Bシリーズともに試験温度-60~20°CにおいてJ積分値は極めて脆性的な値を示しており、試験温度依存性が見られないが、脆性き裂の発生・伝播・停止現象である荷重低下が発生する。荷重低下発生時でのJ積分値を

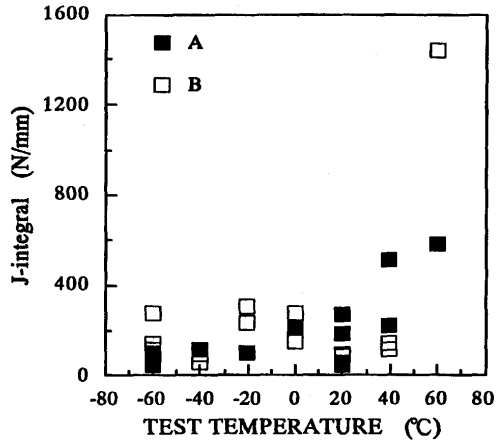


Fig. 7. Temperature dependence of the J-integral at fracture.

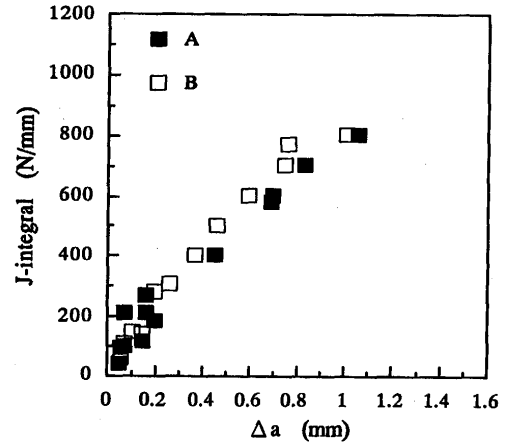


Fig. 9. Relationships between the J-integral and the stable crack length Δa .

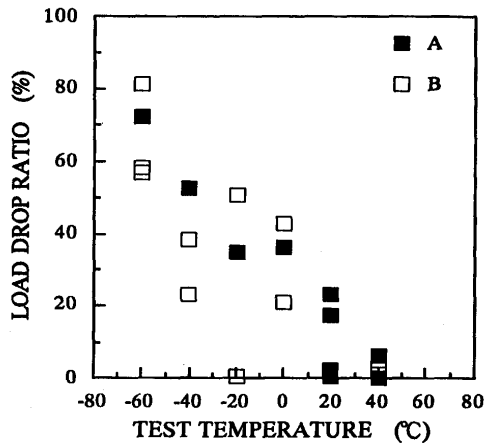


Fig. 8. Temperature dependence of the load drop ratio.

同一温度で比較した場合ほぼ同じか、もしくはAシリーズの方が若干低い値を示しており、Aシリーズがよりき裂発生しやすいことを示唆している。

試験温度と本報で新たに定義した荷重低下率との関係を Fig. 8 に示す。Fig. 7 で荷重低下発生時のJ積分値に温度依存性がないにもかかわらず、荷重低下率は明瞭な温度依存性を示す。荷重低下率とその温度依存性はA・Bシリーズでほぼ同じか、もしくは荷重低下率は同一温度ではAシリーズの方が大きい傾向がある。また破面観察から、荷重低下率が同じ場合において脆性き裂はAシリーズの方が進展していることがわかった。

Fig. 9 は安定き裂長さ Δa と J 積分値の関係であり、安定き裂進展抵抗 ($dJ/d\Delta a$) は A シリーズの方が若干小さいことがわかる。

3.3 破面解析の結果

A シリーズおよび B シリーズの各試験温度におけるへき開ファセットの数および大きさを測定しその結果を Fig. 10 に示した。A・B シリーズともに試験温度が高くなるにつれて、荷重低下によって形成される脆性き裂の長さが短くなって

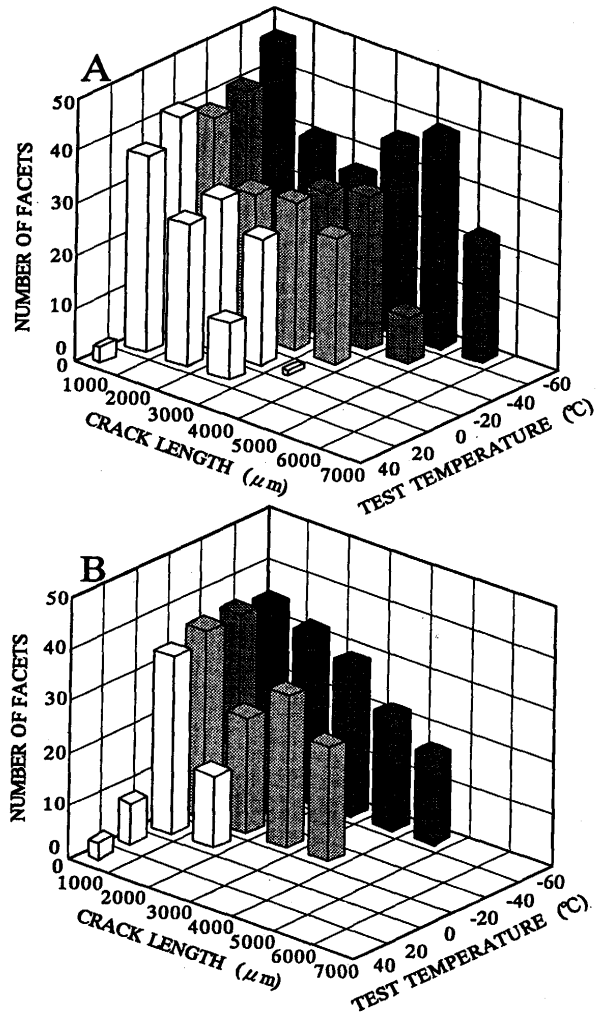


Fig. 10. Fractographic analysis of the facet distributions for crack length and test temperature for A-series and B-series specimens.

おり、Fig. 8 に示した荷重低下率と対応することがわかる。A・B シリーズともに脆性き裂発生段階付近(き裂長さ 0~1000 μm)では、脆性き裂が伝播していく段階(1000 μm ~き裂停止点)に比べファセット数が増えている。脆性き裂伝播

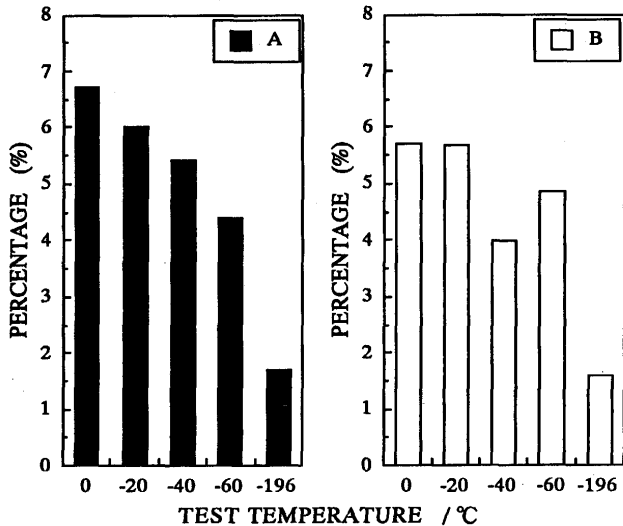


Fig. 11. Histogram of the shear dimple area at various test temperatures.

の段階によってはファセットサイズはあまり変化せず、Aシリーズが $100\sim 130\mu\text{m}$ 程度であり、Bシリーズが $90\sim 110\mu\text{m}$ 程度であった。またファセットの全体的な数は、Aシリーズの方がBシリーズに比べ多くなっており、試験温度が高くなるにつれてわずかに減少する傾向がある。この解析結果からへき開ファセットと粗大 α_B がよく対応することが再確認できる。

Fig.11にAシリーズおよびBシリーズの各試験温度の荷重低下によって形成される破面中に存在する剪断延性破面領域の解析結果を示す。A・Bシリーズの試験温度 -196°C では荷重低下が一旦起きると停止することはない、つまり脆性き裂は停止しないが値を比較するために測定した。A・Bシリーズともに試験温度が低くなるにつれて剪断延性破面領域の面積率は減少していく傾向にある。この測定は破面全体を 30° 傾斜させたものであるので絶対量の評価は注意を要するが、相対的な評価はできる。

4. 考察

低炭素鋼のHAZ組織はマクロ的には均一であるが、ミクロ的には α_B と $\alpha_B + \alpha_q$ の不均一な混合組織である。この低温での三点曲げ試験において明瞭な荷重低下現象を示し、荷重低下量はFig. 8に見られるように試験温度に大きく依存した。ポップインはこの荷重低下現象の延長上の、低下量が少ない場合に相当すると考えることができる。荷重低下を発生するJ積分値は、Fig. 7に示したように試験温度によってほとんど変化しない。このことは、荷重低下量の温度依存性を支配する要因が脆性破壊の停止特性にあることを意味している。

一般に鉄鋼の脆性き裂は、へき開ファセットを破面単位とし、ファセット発生の繰り返しによって成長する。ファ

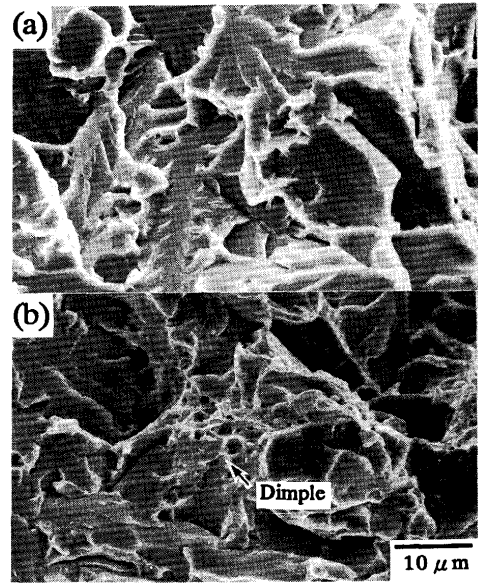


Fig. 12. (a) SEM micrograph of quasi-cleavage. Test temperature -60°C . (b) SEM micrograph of quasi-cleavage + dimple. Test temperature -20°C .

セット数を試験温度とき裂の進展長さとの関係で詳細に調べたFig.10では、同一試験温度でもき裂の進展に伴ってファセットの密度が減少する、すなわち温度とは無関係にき裂の進展に伴って新たな微小き裂が形成されにくくなることが示されている。また、同一き裂長さで見ると、試験温度の上昇に伴うファセット数の変化は高温領域を除いて小さく、ファセットで代表される脆性破壊の発生が温度によらないという結果と一致する。

脆性き裂の進展はファセットが連鎖反動的に発生して連結していく過程であるから、脆性き裂が停止する機構はファセットの連結を阻害する過程にあることが予想される。ファセットの連結にはFig. 4およびFig.12(b)に示したように、ディンプル状の延性破壊あるいは擬へき開破壊を伴う場合がある。そしてFig.11に示したように、試験温度の上昇に伴ってその領域の比率が増加する。延性破壊はそれに伴う塑性仕事が大いいため、ファセットの連結に大きなエネルギーを要するとともに、ファセット先端の鈍化から先端の局所応力を低下させ、新たなファセットの生成を抑制することになる。したがって、脆性破壊停止の要因としては、延性破壊の誘発によるファセットの連結阻害が考えられる。

一方、延性-脆性遷移温度域では、R-曲線に温度依存性がほとんどない⁹⁾ことから、延性破壊の進展は温度依存性は小さく、靱性の温度依存性は脆性破壊の発生段階にあると考えられる。したがって、今回見出された二つの結果、すなわち脆性域で破壊発生のJ積分値の温度依存性がほとんどなく、また脆性破壊停止特性の温度依存性が、ファセットが連結して成長する過程によって生ずるといことは、遷

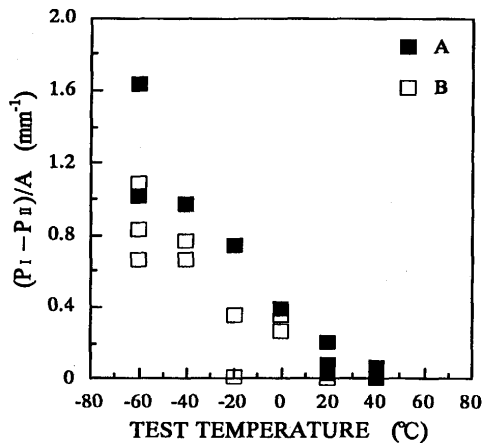


Fig. 13. Replot of Fig.8 in terms of $(P_I - P_{II})/A$.

移温度域での脆性破壊発生段階はさらに厳密には限界き裂長さに達するまでに、最初の脆性ファセット発生と誘発されたファセットとの連結という二つの段階に分けられることを示唆している。脆性破壊停止特性は後者の段階で支配されると考えられる。ファセットの連結が脆性的に起きるか延性的に起きるかは、おそらくファセット間の領域に生ずる変形組織の温度依存性によるものであろう。また、同一試験温度において、き裂の成長に伴ってファセットの発生が減少することは、例えば三軸応力の発生による微小ボイドの成長促進のようなき裂先端の応力状態の変化が寄与していることが予想される。

また、HAZ組織との関係については、破壊発生のJ積分値はAシリーズがBシリーズに比べてやや小さかった。また、Fig.10から同一試験温度ではファセット数もAシリーズが多い。AシリーズはFig.6に見られるように、大きな α_B° の数が多く、脆性破壊の発生に微小き裂の成長を助長する α_B° の存在が必要であるとする前報⁸⁾の結論と一致する。荷重低下率は両者でほとんど変わらないが、荷重低下発生までに要する仕事量A(Fig.1)が両者で異なるので荷重低下量 $(P_I - P_{II})$ を仕事量Aで割ったパラメータで整理するとFig.13のようになり、同一試験温度でAシリーズの方が脆性き裂の停止特性が低いことがわかる。この結果はFig.10に示した両者の脆性き裂長さの違いに対応する。Aシリーズの方が停止特性の低い理由として、上述のように脆性破壊に移行しやすく、へき開ファセットの形成が容易であったと考えられ、またFig.9に示したR-曲線の傾きである $dJ/d\Delta a$ はAシリーズの方が小さいことから、ファセットを連結する際の延性破壊領域の抵抗が小さくなることが予想される。

従来、脆性き裂の停止機構として、不均質試験片のようなマクロ的に不均一な組織の場合について、靱性の低い領域で発生した脆性き裂が、靱性の高い領域で停止することが示されているが、今回の結果はよりミクロなレベルで不均一な組織でも脆性き裂の停止が起きることを示すものである。

5. 結言

溶接再現熱サイクルを与えたマクロ的に均一な組織を用いた靱性試験における荷重低下現象の温度依存性および組織の影響について調べ以下の結論が得られた。

(1) 荷重低下量と破面解析から得られる脆性き裂長さにはよい対応が見られる。

(2) 荷重低下を発生するJ積分値には温度依存性がなく、荷重低下量に明瞭な温度依存性が見られた。荷重低下量の温度依存性の要因は脆性破壊の停止特性にあると考えられる。

(3) 脆性破壊停止の要因として延性破壊の誘発によるへき開ファセットの連結阻害が考えられる。

(4) 大きな α_B° の数が多いと、へき開ファセットを形成しやすいため延性破壊を誘発しにくくファセット間の連結を容易にする結果、荷重低下量は大きくなる。

(5) 荷重低下量におよぼす溶接再現熱サイクル条件の影響は、粗大 α_B° の量を通じて現われると考えられる。

本研究遂行にあたり、試料を提供いただいた新日本製鐵(株)鉄鋼研究所為広博博士、元君津技術研究部千々岩力雄氏に感謝の意を表します。

文 献

- 1) BS5762-1979, 'Methods for crack opening displacement (COD) testing', BSI, (1979).
- 2) 佐藤邦彦, 豊田政男, 武藤睦治, 土居 茂: 溶接学会誌, 49 (1980), 766.
- 3) 有持和茂, 井坂和実, 中西睦夫: 溶接学会論文集, 3 (1985), 89.
- 4) T.Ishikawa and T.Haze: Mater.Sci.Eng., A176 (1994), 385.
- 5) 荒木 透, 榎本正人, 柴田浩司: 鉄と鋼, 77 (1991), 1544.
- 6) J.H.Chen, Y.Kikuta, T.Araki, M.Yoneda and Y.Matsuda: Acta Metall., 32 (1984), 1779.
- 7) 中西睦夫, 小溝裕一, 深田康人: 溶接学会論文集, 4 (1986), 447.
- 8) K.Ohya, J.Kim, K.Yokoyama and M.Nagumo: Metall.Mater. Trans.A, 27 (1996), 2574.
- 9) M.Koide, A.Kikuchi, T.Yagi and M.Nagumo: Mater.Sci. Eng., A176 (1994), 171.
- 10) T.Tani and M.Nagumo: Metall.Mater.Trans.A, 26 (1995), 391.
- 11) JSME S001-1981, 弾塑性破壊靱性 J_{IC} 試験方法, 日本機械学会, (1981).