

破面解析과 그 應用(IV)

徐昌敏·金楨圭

<慶北大 機械工學科·漢陽大 機械設計學科>

(3) 거시적 균열성장속도와 스트라이에이션과의 관계

제 2 단계의 특징인 스트라이에이션(striation)은 알루미늄합금, 강, 티타늄합금 등 광범위한 금속재료의 疲勞破面에서 관찰될 뿐만 아니라, 金屬 以外인 高分子材料에도 생긴다. 예로서 알루미늄합금의 파면에 생긴 規則的인 스트라이에이션을 그림 65에 나타내며, 강에 생긴 스트라

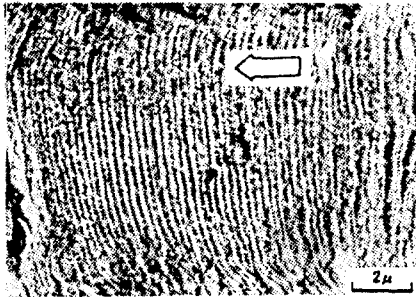


그림 65 알루미늄합금상에 관찰되는 규칙적인 줄무늬 (2017-T3, 화살표는 균열성장 방향)



그림 66 탄소강(S38C)상에 관찰된 불규칙적인 줄무늬

이에이션모양(striation-like making, quasi-striation pattern)인 줄무늬를 그림 66에 나타낸다. 강의 파면에 생긴 그것은 알루미늄의 것에 비하면 不規則함을 알 수 있고, 또 破面上에서 스트라이에이션이 접하는 面積의 比率도 알루미늄합금에 비하여 작은 경우가 많다. 따라서 鋼의 줄무늬는 규칙성이 작으므로 스트라이에이션 간격의 측정에 있어서는 충분한 주의와 판정을 요한다.

일반적으로 面心立方金屬에서는 스트라이에이션이 명확하게 생기고, 體心立方金屬은 그것이 생기기 어렵다. 이는 슬립계의 數가 적어 塑性性質의 차이에 의한 것으로 보고 있다. 같은 結晶系에서도 軸受鋼, 超硬質合金 등 경한 재료일수록 스트라이에이션이 생기기 어려운 경향이 있으며, 또 같은 材料라도 予加工(pre-working)을 하면 그것이 생기기 어려운 경향이 있다.

이와같이 스트라이에이션의 간격은 1사이클의 反復應力과 잘 일치하며 그 간격이 바로 미시적인 균열성장속도로 破面上的의 위치에 따라 다소 다르지만, 그 平均值는 거시적으로 측정된 균열성장속도 da/dN 와 일치할 경우가 많다.

미시적인 스트라이에이션 간격과 거시적인 균열성장 속도의 관계는 破面解析上 대단히 중요하므로 종래 많은 研究가 되어 왔다. 또 일본기계학회의 파면해석분과회는 공동실험으로써 그림 67, 68과 같은 결과를 얻었다. 즉 스트라이에이션과 거시적 균열성장 속도는 여러가지 금속재료에서 $10^{-4} \sim 10^{-3} \mu\text{m}/\text{cycle}$ 전후에서는 상당히 잘 일치한다. 특히 줄무늬가 不明確한 鋼의 미

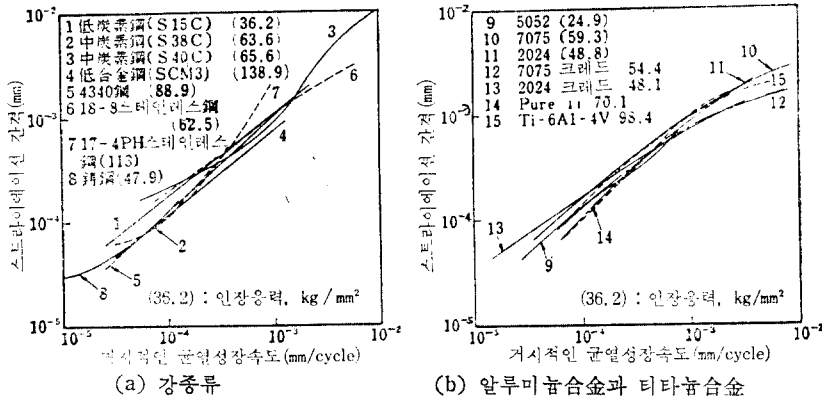


그림 67 미세적인 줄무늬 간격과 거시적인 균열성장 속도와의 비교

시적 성장속도도 알루미늄합금과 거의 일치한다.

그림 67의 결과는 引張強度 140kg/mm² 정도 이하의 경우이지만, 이것보다 강도가 크고 延성이 작은 재료의 줄무늬는 매우 작고 거시적인 성장속도와 잘 일치하지 않는 경우를 그림 68에 나타낸다. 단, 인장강도의 기준은 편외적인 것이며 그림 68처럼 스트라이에이션간격과 거시적 성장속도의 차는 재료의 破壞靱性(fracture toughness) K_{Ic} 의 감소와 더불어 크게 되는 결과가 얻어져 있다. 또한 시험편의 크기가 대형인 쪽이 스트라이에이션이 생기는 영역이 넓고 파면해석(fractography)이 용이하지만, 소형일수록 그 영역이 작으며, 편진인장 피로시험에서는 줄무늬가 잘 나타나는 반면 회전굽힘의 경우에는 파면이

서로 부딪혀서 그 형태가 지워져 해석이 곤란한 경우가 많다.

(4) 스트라이에이션 간격과 파괴역학적 특성치와의 관계

破面解析에서 얻은 줄무늬의 定量的인 分析결과를 應力擴大係數(stress intensity factor)를 함수로 나타내면 그림 69와 같다. 많은 자료들이 다소 분산되지만 일정한 곳에 정리되고 있다. 또 거시적인 균열성장 속도와 비교하기 위하여 두가지 알루미늄합금의 자료를 표시하면, 점선과 같이 S자형의 곡선으로 된다. 즉 줄무늬의 간격과 거시적 균열성장 속도가 일치하는 속도범위는 S자형의 데이터중 직선부분에 해당한다. 따라서 피로파면에서 얻은 줄무늬의 정량적인 자료를 破壞力學的인 수법으로 처리하면 균열의 성장상태를 파악할 수 있다.

스트라이에이션의 간격을 각각의 재료에 따라 파괴역학적으로 정리한 예를 그림 70에 나타낸다. 그림 70(b)(c)는 증상에 노치가 있는 판상 시험편을 편진축 하중 인장피로시험의 결과이다. 그림 70(b), (c)와 같이 응력확대계수와 COD (crack opening displacement)로 정리하면 각 재료의 데이터는 분산되지만 그림 70(a)와 같이 彈性 스트레인 擴大係數(elastic strain intensity factor) $\Delta K/E$ 로 정리하면 여러가지 재료의 데이터가 좁은 밴드내에 모여 통일적인 정리가 가능하다.

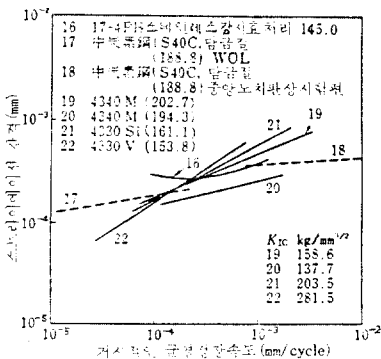


그림 68 미세적인 줄무늬 간격과 거시적인 균열성장 속도와의 비교(고강도 저연성재)

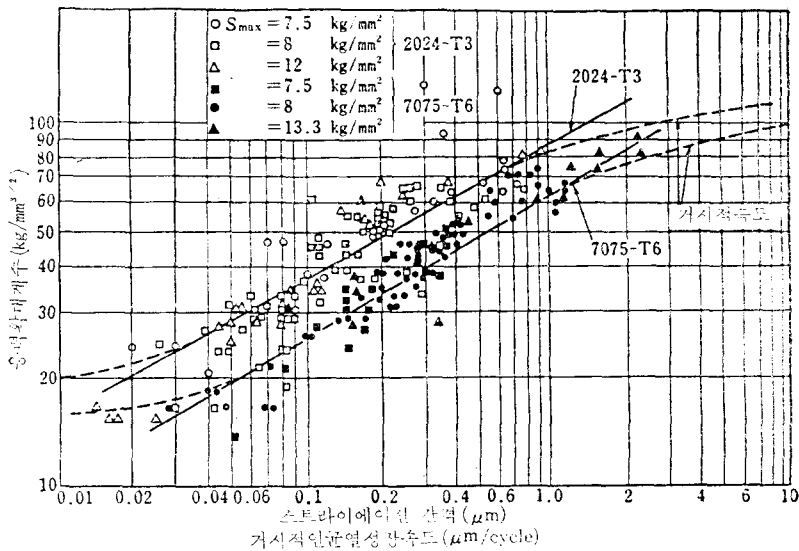
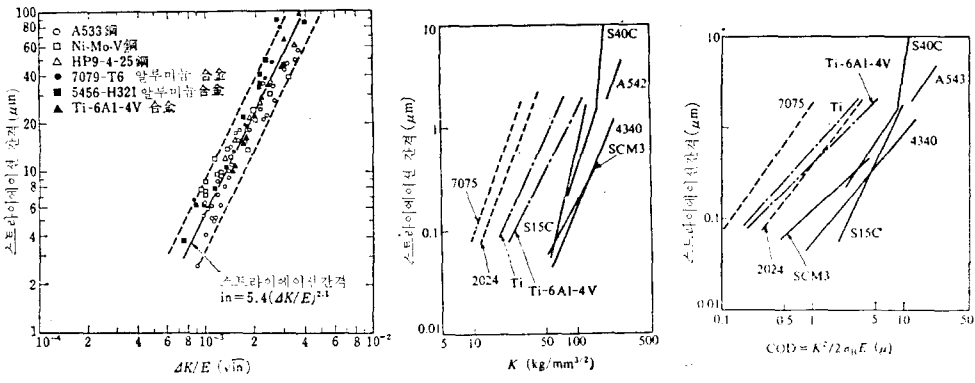


그림 69 응력확대계수와 미시적인 줄무늬 간격, 거시적인 da/dN 와의 관계



(a) 탄성 스트레인 확대계수 $(\Delta K/E)$ 와의 관계 (b) 응력확대계수 K (c) COD와의 관계

그림 70 미시적인 줄무늬 간격의 파괴역학적인 정리

(5) 스트라이에이션 간격으로부터 da/dN 및 荷重을 추정

疲勞破壞된 破面上에서 줄무늬를 관찰하여 그 간격을 측정함으로써 거시적인 균열성장속도 da/dN 을 알 수 있고, 또 同一材料의 $da/dN-K$ 의 자료를 이용하여 그림 71과 같은 과정을 통하면 破壞原因分析에 필요한 荷重値를 추정할 수 있다. 우선 줄무늬의 간격을 측정할 위치의 응력확대계수값을 알 수 있으면, 그 위치의 균

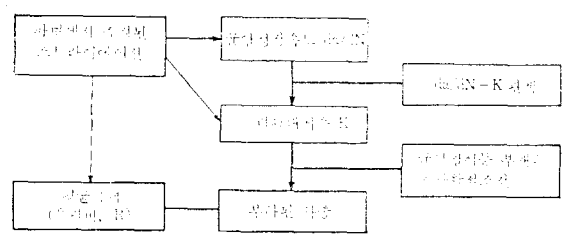


그림 71 미시적인 줄무늬 간격으로부터 하중을 추정하는 과정

열길이 및 시험편의 기하학적인 조건으로부터 破壞力學的인 分析에 의하여 외부에서 가해진 荷重을 계산할 수 있게 된다.

저속도 영역의 da/dN 이나, da/dN 가 높은 영역에서는 줄무늬가 생기기 어려워 추정이 불가능하지만, K 값 혹은 균열길이 a 사이의 대응관계가 있으면 그것을 이용해서 하중값을 추정할 수 있게 된다. 만일 定量的인 推定을 할 수 없는 事故解析의 경우라도 스트라이에이션 존재 여부와 그 간격으로 負荷應力의 상세한 값을 알지 못하더라도, 대략적인 사항을 파악할 수 있어 파괴원인을 예측·분석 가능하게 되므로 줄무늬의 간격측정은 파괴역학적인 측면에서 대단히 유용하다.

(6) 變動應力하의 균열성장속도

실제 구조물 및 기계에 있어서 變動應力하의 da/dN 의 변화문제는 중요하므로, 많은 관심의 대상이 되어 왔다. 특히 過大應力 負荷후의 성장속도의 遲延現象에 관한 연구가 壓倒的으로 많다. 이중 응력을 변동시킨 경우 변화는 微視的인 줄무늬 간격과 巨視的인 균열성장속도를 측정하므로 줄무늬와 응력 사이를에 관한 형성 과정을 알기 위하여 줄무늬가 명확히 잘 나타나는 알루미늄합금에 대하여 상세한 검토가 실시되었다.

프로그램으로 변동시킨 하중하에서 생긴 줄무늬의 형상을 그림 72에 나타낸다. 프로그램 중 引張應力을 最大로 상승시켰을 때의 破面상의 줄

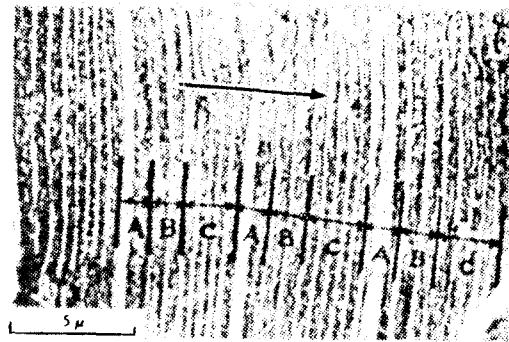
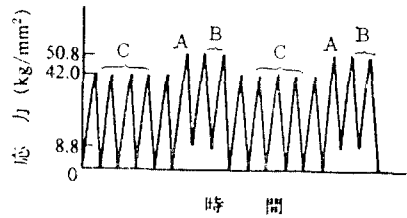
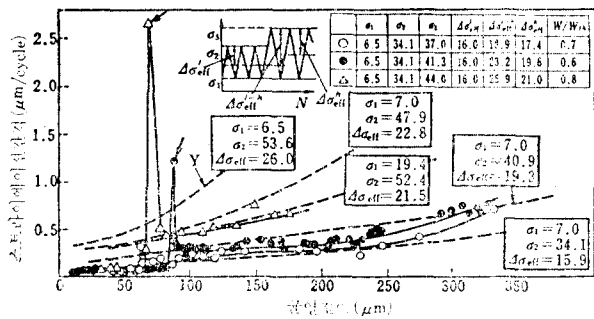
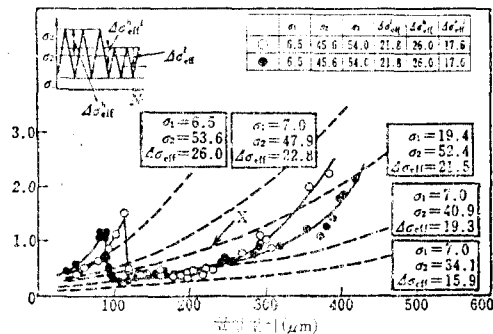


그림 72 프로그램 변동 하중하의 줄무늬 간격의 변화(2017-T4 알루미늄합금)

무늬를 A(A는 $\sigma=50.8 \sim 0 \text{ kg/mm}^2$, 應力比 $R=0$)로, 높은 응력하의 2개의 줄무늬를 B(B는 $\sigma=50.8 \sim 8.8 \text{ kg/mm}^2$, $R=0.17$)로, 낮은 응력하의 5개의 줄무늬를 C(C는 $\sigma=42.0 \sim 0 \text{ kg/mm}^2$, $R=0$)로 표시하며, 각 프로그램과 破面상의 줄무늬는 그림 72와 같이 A, B, C로 반복하여 잘 나타남을 알 수 있다. 따라서 각각의 應力振幅의 크기변화에 따라 줄무늬의 간격이 명확하게 변하고 있음을 알 수 있다.



(a) 최대응력상승



(b) 최대응력하강

그림 73 편진인장시험에 있어 최대응력 변동시의 da/dN 곡선의 변화 (2017-T4 알루미늄합금, 화살표는 응력변동점을 나타냄)

이와같이 응력변동에 따라 피로파면상에 생기는 줄무늬의 간격을 측정할 예를 그림 73에 나타낸다. 그림과 같이 應力上昇때는 줄무늬의 간격이 커졌다가 그 후는 상승한 응력에 대응하는 성장속도에 접근함을 그림 73(a)에서 알 수 있고, 최대응력을 하강시키면 하강직후는 하강한 응력에 대응하는 성장속도에 가까운 값으로 되지만, 점차 작아져서 어느 기간의 遲延現象이 그림 73(b)처럼 나타난다. 이러한 현상은 應力反復중에 큰 응력을 가한 경우에는 큰 COD가 얻어져 줄무늬의 간격이 커지는 것과 定性的으로 잘 일치한다.

4.5. 環境破壞

工業의 발전과 더불어 機械·構造物은 그 크기가 大型化, 複雜化되고, 사용상 불가피하게 접촉하는 다양한 環境의 영향을 받아서 材料強度, 균열발생·성장에 따른 기기의 수명의 低下로 말미암아 파손 및 파괴될 경우가 많다. 이 環境(environment)이란 大氣를 포함한 다양한 분위기이며, 이 環境파괴는 環境에 의하여 強度低下가 현저한 高強度材料의 보급에 따라 많이 생긴다. 이와같이 環境의 영향이라고 생각되는 특징적인 파괴를 環境파괴라 하며, 이는 대단히 복잡한 과정으로 나타나지만 크게 水素취화파괴, 응력부식파괴 및 부식피로로 나누어서 설명하고 주로 파면해석적인 측면에서 살펴보기로 한다.

부식성 環境하의 破面解析은 녹 등의 腐食生成物 및 부식, 결손 등에 의하여 發生직후의 파면 손상이 우려되므로 주의가 요한다.

(1) 應力腐食파괴

應力腐食破壞(stress corrosion cracking, 이하 SCC라 함)는 재료 및 역학적 조건의 상호작용 아래 생김으로 그림 74와 같이 2종류로 나눌 경우가 많다. 즉 活性經路腐食(active path corrosion, APC)형 SCC에서는 양극용해로 균열이 성장하고, 水素脆化(hydrogen embrittlement, HE)형 SCC에서는 음극반응에 있어 수소가 흡착 혹은 금속중에 확산, 집적함에 의하여 금속을 취화시킴으로 생기는 것이다. 이러한 분류는

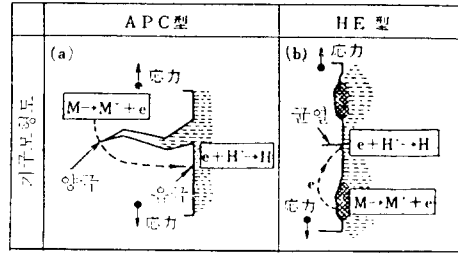


그림 74 SCC의 부식기구

SCC 현상을 이해하기 위하여 편리상 2종류로 나누지만, 실제의 SCC에는 부식반응으로서 양극과 음극반응이 동시에 생김으로 실제로 분리할 수 없는 경우가 대부분이다.

SCC는 다른 環境과괴에 비하여 특히 복잡한 과정을 나타내는 일이 많으며, 일반적으로 高強度材料일수록 SCC가 생길 가능성이 크기 때문에 이를 해명하기 위하여 많은 연구가 수행되어 왔다.

연강(硫化水素環境이외), 오오스테나이트(austenite)계 스테인레스강, 高張力 알루미늄합금 등의 SCC는 주로 APC형의 기구로 설명되고, 高張力鋼, 티타늄합금의 SCC는 HE형으로 설명한다. 현재 각각의 재료와 環境에 대하여, 통일적인 SCC의 破壞機構를 나타내는 破面解析적인 특징은 명확하지 않지만, 오오스테나이트계 스테인레스강의 SCC개요와 파면을 간단하게 소개한다.

(가) SCC의 분류

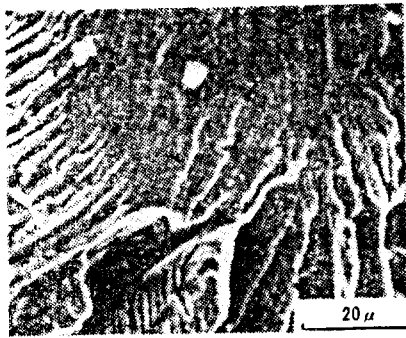
스테인레스강의 SCC는 주로 Cl⁻, OH⁻, S²⁻ 등의 존재하에 생기며, 그림 75와 같이 한계응력 σ_{th} 의 0.2% 내구응력 $\sigma_{0.2}$ 에 그 의존성을 나타낸다. 즉 SCC는 그 발생이 항복응력에 의존하는 A군, 항복응력의 크기에는 무관계한 σ_{th} 가 지극히 낮은 B군과 A군과 B군의 중간적인 중간군으로 분류된다. A군은 피막파괴가 중요한 인자이며, 無應力에는 거의 부식반응이 생기지 않고 응력에 의하여 균열이 생기는 “응력 유도형 SCC”이다. B군은 무응력에도 용해반응이 심하고 때로는 균열형의 부식형태를 나타내

며, 응력은 보조적인 역할을 하는 것 같은 “응력촉진형 SCC”이다.

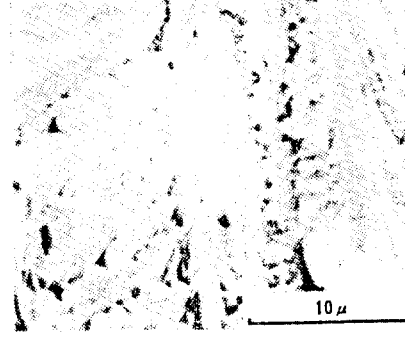
SCC 破面の 형태는 粒內型(transgranular, T.G.)SCC와 粒界型(intergranular, I.G.)SCC가 混在하지만 특히 A군에는 T.G. SCC가, 중간군, B군에는 I.G. SCC가 많이 관찰된다. 이것은 응력 의존성이 다르므로 그 기구도 약간 다르다. 다음에는 T.G. SCC 및 I.G. SCC의 破面을 중심으로 그 기구를 알아본다.

(나) T.G. SCC 破面の 특징

SCC 성장과정에 나타나는 대표적인 T.G. SCC 파면의 예를 그림 76에 나타내며, 이것을 fan shaped 형식, 혹은 주름모양, 흐름모양이라고 불려지고 있다. 이것은 그림 77(a)와 같은 스텝(step)에 의하여 구성되는 경우와 발생초기의 슬립선이 그림 77(b)와 같이 부식터널(corrosion tunnel)형으로 나눌 수 있다.



(a) 42% MgCl₂(416K)



(b) 20% NaCl + 1% Na₂Cr₂O₇·2H₂O(376K)

그림 76 Fan-shaped 형식의 예

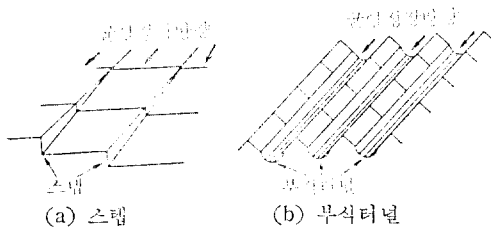


그림 77 Fan-shaped 형성과정의 모형도

또 정하중하의 SCC 파면에도 그림 78과 같은 줄무늬형이 나타난다. 이것은 성장에 따라 생긴 슬립계 무늬이고, SCC가 균열의 안정성장적인 요소를 갖고 있음을 시사한다.

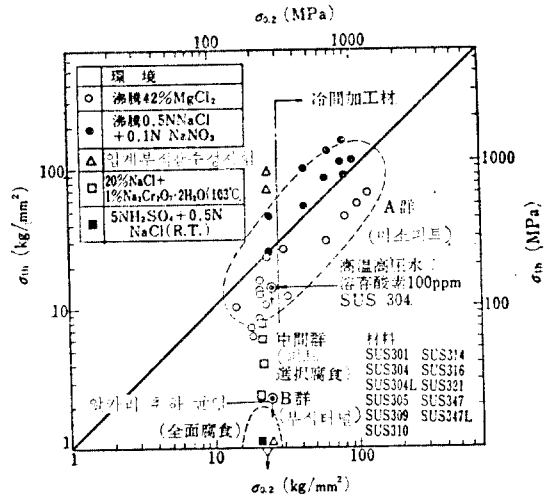


그림 75 SCC에 대한 한계응력 σ_{1h} 와 0.2% 내구 응력과의 관계(오오스테나이트계 스테인레스강)

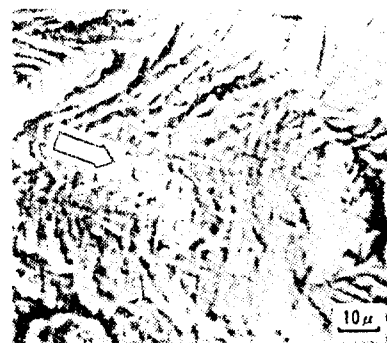


그림 78 SCC 파면상의 줄무늬 (304 스테인레스강, 비등 42% MgCl₂)

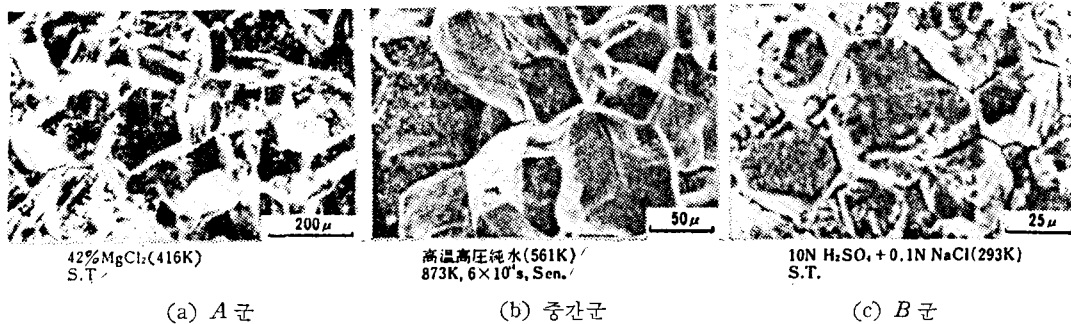


그림 79 각종 환경하의 입계 SCC 파면(SUS 304)

(다) I.G. SCC 파면의 특징

각 群(group)의 I.G. SCC 파면의 양상을 그림 79에 나타낸다. 그림 (a)는 A 群, (b)는 중간 群, (c)는 B 群에 속하며 각각 명확한 I.G. SCC 이고, 이 파면의 형태는 재료에 따라 크게 다르며, 銳敏化鋼의 경우(그림 (b))와 非銳敏化鋼의 경우(그림 (a)(c))로 나눈다.

銳敏化鋼의 SCC는 Cr 탄화물의 입계석출과 더불어 결정입계 근방에 Cr 결손층이 생기고, 내식성이 저하하는 입계부식적 기구가 SCC에 대하여 많이 적용되고, 입계부식 감수성과 SCC 감수성의 대응이 검토된다.

非銳敏化鋼에도 B 群으로 그림 (c)와 같이 I.G. SCC가 생기는 경우가 있으며, 이것은 銳敏化鋼의 SCC와 비슷한 입계선택 부식성을 가지고, 응력이 입계에 있어 피막파괴와 선택적인 용해작용을 촉진시킨 것 같다. 한편 A 群의 SCC와 같이 무응력상태에서 I.G. 부식감수성을 나타내지 않는 것도 용체화 열처리재에서는 그림(a)와 같이 I.G. SCC가 생긴다. 이것은 특히 높은 응력하의 파면으로 그 I.G. SCC 기구로서는 결정입계의 스트레인집중과 그것에 수반되는 피막파괴가 그 원인일 것이다.

이와같이 SCC는 응력, 환경온도, 轉位(dislocation)의 運動과 集積, 반응속도, 물질이동, 표면피막의 성장도등에 영향을 미치지만, SCC 파면 및 그 기구에 있어 중요한 인자로는 피막의 성질이라고 볼 수 있다.

(2) 鐵鋼의 水素脆化파괴

철강의 水素脆化(hydrogen embrittlement, 이하 HE라 함)성은 기기의 안전상 문제가 많이 되어 옛부터 많은 연구가 진행되어 왔다. 이것은 수소가 없는 경우보다는 수소가 있음으로서 철강재료가 취성적인 양상으로 파괴되는 것을 말하며, 일반적으로 水素脆性파괴(hydrogen embrittlement cracking, hydrogen assisted cracking)라 부른다. 또 HE 파괴는 국부적인 APC가 지배적인 SCC와 구별하여, HE 파괴가 가지는 특별한 시간 의존성에 의하여 “지연파괴”(delayed fracture)라 부르기도 한다. 또 HE에 의한 擬劈開란 의미로 Q.C.H.E.(quasi-cleavage due to hydrogen embrittlement)라 부르는 경우도 있다.

HE 파괴의 파면은 변형의 구속을 포함한 시험편 형상의 영향, 특히 예균열(pre-crack)의 유무, 수소 농도치와 그 분포상태, 하중조건 혹은 응력확대계수, 파면의 형성속도, 재료의 변형저항 등 다양하며 여기서는 鐵鋼의 HE 파괴에 대하여 그 양상을 알아본다.

(가) HE 파괴의 여러 형태

HE에 생기는 원인인 수소는 철강의 제조과정에서 문제가 되는 용강중의 수소, 혹은 용접, 도금, 수소 분위기중에서 열처리때 침입하는 수소, 사용중에 환경과 반응등으로 침입하는 수소등 여러 종류가 있지만, 파괴를 일으키는 역할로서는 본질적으로 같다.

HE 파괴의 파면은 I.G.파괴, 粒內擬劈開파괴,

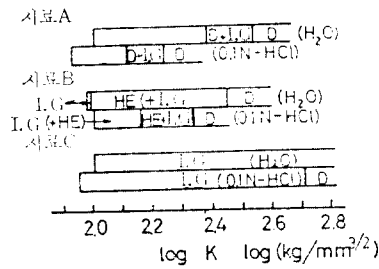


그림 80 응력확대계수와 파면형상의 변화

딴플(dimple)파면의 3가지로 나누며 그 예를 그림 80에 나타낸다. 즉 응력확대계수 K 와 재료강도에 따라 파면의 형태가 다를 수 있고, 시료 A는 파괴의 진행 즉 K 레벨의 증가와 더불어 I.G. → 擬劈開(quasi-cleavage) → 딴플로變化하고 있다. 시료 A는 인장강도 121kg/mm^2 , 시료 B, C는 동일성분으로 열처리에 따라 각각 배인나이트(bainite), 마르텐사이트(martensite) 조직을 가지고 인장강도는 약 150kg/mm^2 이다.

일반적으로 高强度材料일수록 K 값이 낮은 쪽에서 입계파괴가 생기기 쉽고, 딴플파면은 높은 쪽에서 생기기 쉽다. 또 이 관계는 그림 81과 같이 水素量에 따라 다르다. 이와같은 I.G. 파괴는 원래의 오오스테나이트 입계에 따라 생기며, 材料强度뿐만 아니라, 야금학적인 인자에 따라서도 다르다.

단결정인 철의 HE 파면과 劈開파면을 비교하기 위하여 HE 균열 생성후에 저온에서 파단시킨 예를 그림 82에 나타낸다. 즉 HE의 경우는 벽개파면보다 작은 요철(凹凸) 모양을 많이 갖고

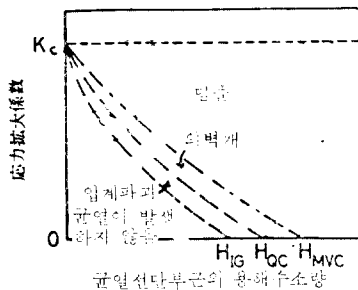


그림 81 응력확대계수와 균열선단 부근의 용해수소량

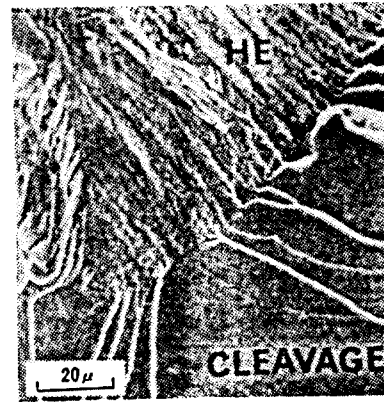
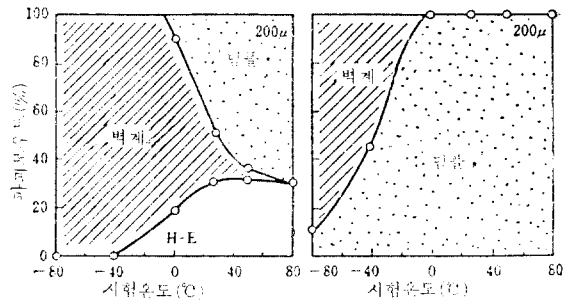


그림 82 철 단결정에서 HE파면과 벽개파면과의 비교

있고 더우기 줄모양의 무늬가 그 특징이다.

(나) 페라이트계 스테인레스강의 HE 破面

수소가 파괴형식과 온도변화에 미치는 영향을 조사하기 위하여 실시된 한 예를 그림 83에 나타낸다. 17% Cr 강은 수소침가로 저온취성이 현저하게 나타난다. 그러나 취성균열 발생부를 보면 수소취성과파면이 존재하고(그림 a), 劈開破壞는 이것을 예균열로 해서 생긴다. 또 온도의 상승과 더불어 HE에 의한 균열의 크기는 커진다. 이러한 현상으로부터 수소의 효과는 예균열 즉 Griffith 균열의 생성과 같은 효과를 가진다. 수소침가후 베이킹(baking)처리하여 수소를 제거한 경우에는 그림 83(b)와 같이 수소취화파면은 생기지 않고 벽개파면도 그림 83(a)보다 생기지 않게 된다.



(a) 수소분위기 중에서 (b) 베이킹처리하여 수소를 제거한 경우

그림 83 페라이트계 스테인레스강의 인장파면양상의 변화

앞의 예와 같이 페라이트조직을 가진 보통강의 경우도 파면해석적인 관점에서는 단결정의 철과 비슷하다.

(3) 부식피로

腐食疲勞(corrosion fatigue, 이하 CF 라함)는 재료와 환경, 응력상태의 조건에 의하여 그 한계가 구분하기 어려운 SCC 및 HE의 복잡한 현상에 비하여, 이것은 反復荷重을 받는 다양한 부식성 환경아래 생기지만 그 본질은 疲勞이다. 따라서 CF 파괴는 피로와 같이 제 1 단계→제 2a 단계(조직에 민감한 기구)→제 2b 단계(스트라이에이션의 형성영역)→제 2c 단계(단조하중(simple tension)파괴와 유사한 기구)의 균열성장과정을 거친다. 단 부식성 환경중에는 疲勞限度(fatigue limit)가 격하되고, 균열성장의 하한계인 ΔK_{th} 도 저하한다. 많은 재료는 局部腐食이 생기기 쉬운 환경하에 腐食孔·腐食溝(corrosion pit, groove)가 생기고, 이것을 기점으로 CF의 균열이 생기는 일이 많으므로 피로한도가 현저하게 저하하는 것 같다. 위의 각 과정의 차이조건도 환경에 따라 크게 다르지만 각 과정의 파면양상은 부식성 환경과 대기와의 相違는 크지 않다.

(가) 균열성장속도와 K의 관계

疲勞와 CF 및 SCC를 비교하기 위하여 da/dN , da/dt 와 K와의 관계로 정리하면 그림 84와 같

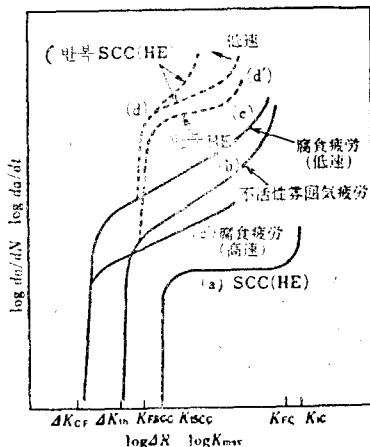


그림 84 SCC, CF 하의 균열성장속도와 K와의 관계

다. 균일하게 하중을 유지시킨 SCC의 균열성장속도 da/dt 와 K_{max} 의 관계는 평평한 영역을 가진 곡선 (a)로 되고, 이때 SCC 균열성장의 下限界限值인 K_{ISCC} 가 구해진다.

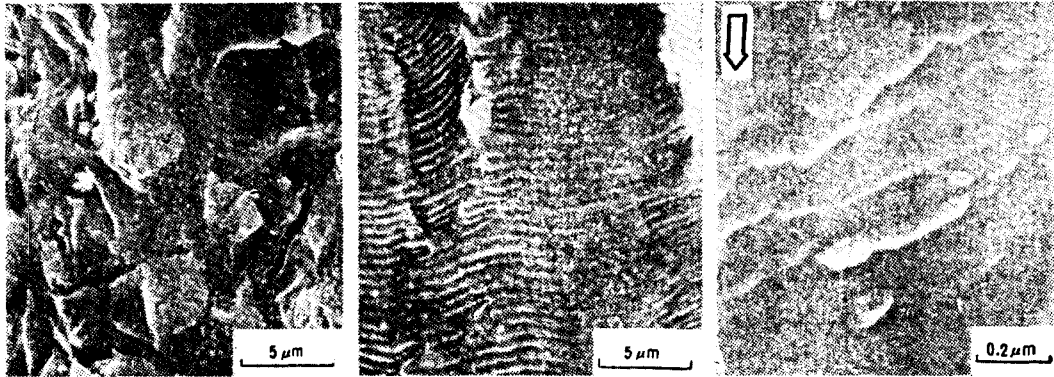
불활성 분위기중의 da/dN 과 $\Delta K(=K_{max}-K_{min})$ 의 관계는 곡선 (b)와 같고, 중간영역은 $\log(da/dN)$ 과 ΔK 사이에 Paris의 식이 성립하는 직선부분이 있고, 피로균열성장의 하한계치인 ΔK_{th} 가 정해진다. 吸着疲勞의 da/dN 은 곡선 (b)상의 직선부분을 위쪽으로 평행이동시킨 형이다. 피로하중 중에 있어서 불안전파괴는 K_{Ic} 보다 적은 피로파괴인성치 K_{Fc} 에서 생긴다.

습한 분위기중의 부식피로의 da/dN 과 ΔK 의 관계는 곡선 (c)로 표시된다. 이 da/dN 은 불활성 분위기의 곡선 (b)를 왼쪽 위, 즉 낮은 K치와 높은 성장속도쪽으로 평행이동한 형이다. 이 CF의 균열성장의 하한계치 ΔK_{CF} 가 존재하더라도 시간의 경과와 더불어 부식성 환경하에서는 더욱 저하할 것이다. CF의 da/dN 에 있어서는 應力反復速度의 영향이 크지만, 반복속도가 빠른 경우에는 부식생성물의 쐐기효과(wedge effect)에 의하여 균열성장속도는 곡선 (c)처럼 공기중의 결과보다 작게 되는 경우도 있다.

SCC가 생기는 재료-환경의 조건에 따라서 da/dN 은 곡선 (d), (d')와 같이 어떤 K_{max} 보다 급격하게 상승하는 곡선으로 되는데 이 부분은 반복 SCC가 지배적인 경우이다. 곡선 (d), (d')에 있어서 급격하게 상승한 반복 SCC의 하한계치 K_{FSCC} 는 K_{ISCC} 와 같은 경우도 있지만, 일반적으로 $K_{FSCC} < K_{ISCC}$ 이다.

(나) 吸着疲勞

피로파면에 형성되는 스트라이에이션은 분위기영향을 많이 받는다. 反復速度가 대단히 빠르거나, 불활성 기체나 진공중에 형성된 파면에는 그림 85 (b)와 같은 줄무늬인 스트라이에이션이 생기지 않고 그림 (c)와 같은 불규칙적인 주름같은 얇은 돌출부가 많이 생기며, 습한 분위기에서는 그림 (a)와 같이 줄무늬는 생기지 않고 기복이 심한 벽개상 파면이 생긴다. 대기중에는 인장사이클에서 형성된 신생면이 산화되기 때문에



(a) 濕潤空氣中 ($\Delta K=8.4\text{MPam}^{1/2}$, $da/dN=2\mu\text{m/c}$)
 (b) 乾燥空氣中 ($\Delta K=10\text{MPam}^{1/2}$, $da/dN=0.8\mu\text{m/c}$)
 (c) 眞空($P_{\text{tot}}=2.7 \times 10^{-5}\text{Pa}$)中 ($\Delta K=11\text{MPam}^{1/2}$, $da/dN=0.5\mu\text{m/c}$)

그림 85 각종 분위기 중에 생긴 피로파면의 비교(5056 알루미늄합금, $f=0.02\sim 0.03\text{Hz}$)

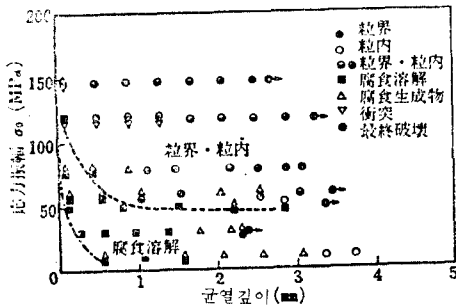
재하사이클에서 역방향 슬립(즉 재결합)이 생기지 않고 균열전단의 再銳化(resharpening)가 되어 줄무늬가 형성되지만 진공중에는 신생면이 산화되지 않고 역방향 슬립이 생기므로서 줄무늬가 생기지 않고 균열 성장속도도 저하된다.

그러나 알루미늄합금은 대기중의 수증기 영향을 크게 받고, 산소의 영향은 거의 받지 않는다는 설도 있으며, 진공중에도 알루미늄합금, 티타늄합금에서 줄무늬가 관찰된 예가 있어 아직 명백하지 않은 점도 많다.

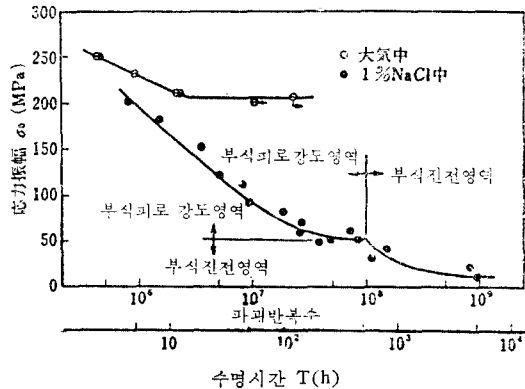
(다) 습한 분위기내의 CF

습한 분위기내의 CF의 파면을 조사하기 위하

여 0.16% C 탄소강을 1% 소금물중에 5000 시간 동안 CF 시험(주파수=52Hz)하였다. 이때 관찰된 파면양상을 I.G.파괴, T.G.파괴, 부식용해, 부식생성물, 충격파괴, 최종 덩플면으로 분류하여 각각의 공칭응력과 균열깊이의 파면형상에 관하여 구분한 것을 그림 86(a)에 나타낸다. 그림(a)에서 $\sigma_0 > 50\text{MPa}$ 에서는 T.G., I.G.혼합면으로 되어있고, $\sigma_0 < 50\text{MPa}$ 에서는 부식용해작용이 커서 부식성 파면이 파면의 대부분을 점하고 있고, 균열이 깊어지면 부식성생물이 형성된 면이 많이 관찰된다. 이때의 S-N 곡선도 그림(b)와 같이 $\sigma_0=50\text{MPa}$ 를 경계로 해서 CF 강도영역과



(a)



(b)

그림 86 (a) 응력진폭에 따른 파면형상의 분류(0.16% C 탄소강, 1% NaCl, $f=52\text{Hz}$)
 (b) (a)와 동일시험편상의 S-N 곡선

부식성장영역으로 구분되고 파면양상의 변화도 그림 (a)와 잘 대응되고 있다.

4.6. 高温破壊

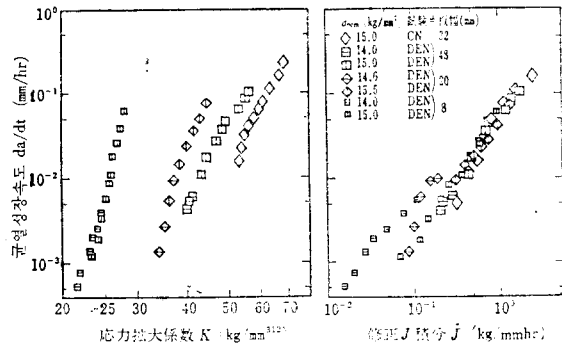
최근, 고온기기, 부재의 검사, 보수, 전전성 평가에도 破壞力學이 확장적용되고, 고온에 관한 균열성장특성에 관한 연구도 활발해 지고 있다. 그러나 실온에서 얻은 막대한 자료에 비하면 실험상의 문제도 있어 고온파괴에 관한 연구는 미흡한 상태이다.

여기서는 현재 얻어진 고온파괴의 자료를 파면해석(fractography)적으로 간략하게 알아본다.

고온하의 재료저동이 상온과 다른 중요한 특징중의 한가지는 熱搖動의 영향이다. 즉 재료의 변형에 시간 의존성인 크리이프가 생기고 또 파면형상은 T.G.에서 I.G.파괴로 천이한다. 이 천이온도는 파단시간이 긴 고온피로에는 크리이프보다 높다.

(1) 크리이프하의 파면양상

18-8 스테인레스강의 크기가 다른 상사형 시험편을 650°C에서 일정한 하중을 가할때 생기는 크리이프 균열성장속도를 정리한 예를 그림 87에 나타낸다. K 로 나타내면 그림 (a)와 같이 각각의 시험편의 결과는 직선상으로 정리되지만 각 시험편의 결과는 통괄적으로 정리되지 않았다. 그러나 修正 J 積分인 \dot{J} 로 정리하면 그림 (b)와 같이 비교적 좁은 윈도우내로 잘 정리되어



(a) 응력확대계수 K (b) 수정 J 적분 \dot{J}
그림 87 크리이프하의 균열성장 속도의 정리에

\dot{J} 가 지배인자임을 알 수 있다.

크리이프 파면의 예를 그림 88에 나타낸다. 일반적으로 크리이프 파면은 단면수축현상이 현저하여 변형이 크며, 안정균열 성장부의 대부분은 그림 88과 같이 粒界 크리이프 파면을 나타낸다.

(2) 고온피로하의 파면양상

고온하에 反復荷重을 받으면 피로손상이 생기는데 이것을 高温疲勞(high temperature fatigue)라 하며 그 본질은 피로이다. 시험편의 크기는 다소 다르지만 상사형인 시험편에 反復荷重(repeated load)을 가할때의 균열성장 곡선의 예를 그림 89에 나타낸다. 즉 18-8 스테인레스강에 550°C, 650°C의 고온하에 0.2cpm의 片振矩形

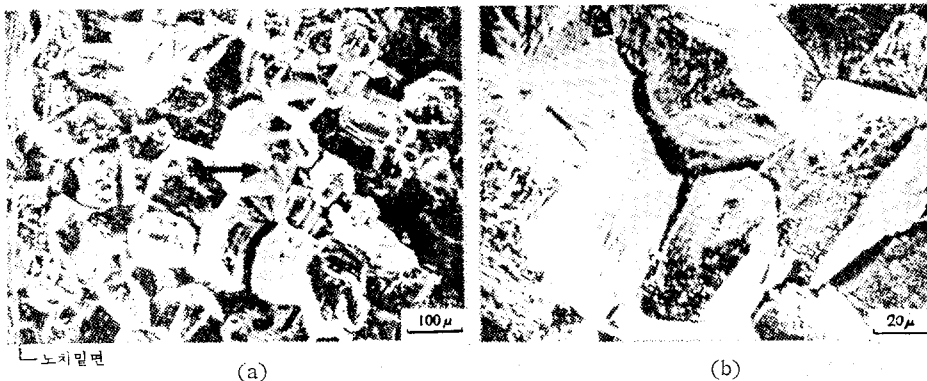


그림 88 크리이프 파면의 예(18-8 SUS 강, 650°C, 2hr) (b)는 (a)의 확대사진

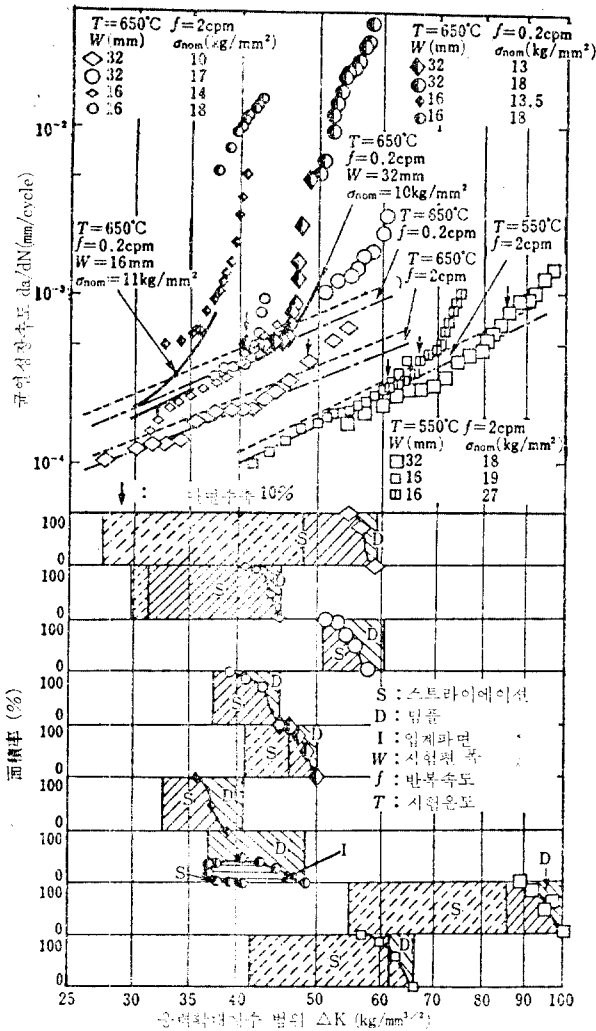


그림 89 K 와 균열 성장속도 및 파면율과의 관계 (18-8 SUS강)

波()를 가할 때의 da/dN 과 ΔK 의 관계이다.

크기가 다른 시험편의 da/dN 에서 낮은 성장속도영역에는 ΔK 로 정리하면 직선으로 됨을 알 수 있고, 높은 성장속도 영역에서는 직선이 되지 않아서 ΔK 로 정리할 수 없음을 알 수 있다. 이 경우에는 $\dot{J}-da/dt$ 로 나타내면 직선으로 잘 정리 된다고 한다.

이 그림에는 ΔK 에 따른 파면형상의 변화도 나타내고 있다. 즉 줄무늬를 S, 덩플 D, 입계 파괴 I로 구분하여 나타내고 그 변화를 ΔK 에 따라 나타내고 있다. 즉 ΔK 로 정리되는 파선 부분과 ΔK 로 정리되지 않는 실선부분도 스트라이에이션 파면양상을 나타내고, ΔK 지배에서 벗어나는 점에서도 미시적인 파면양상의 천이는 관찰되지 않고 있음을 알 수 있다.

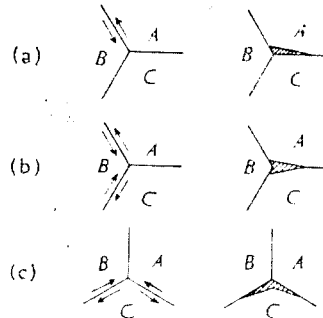


그림 90 W형空洞의 생성기구

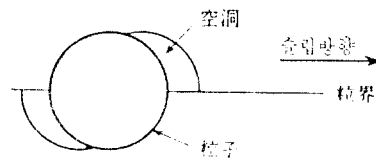


그림 91 r형空洞의 생성기구



그림 92 r형空洞의 예

(3) 고온파괴의 기구

크리프 파단면의 특징은 I.G.파괴이며, 이것은 입계에 있어 空洞(void)이 발생하여, 成長·合體(growth·coalescence)함에 의하여 생기고 空洞이 썩기와 같은 W형과 둥근형인 r형으로 분류된다. W형은 주로 高應力에서 생기며 입계슬립의 결과 그림 90과 같이 입계의 三重點(triple point) 등에서 생긴 應力集中에 의하여 형성되는 것이다.

또 r형은 입계슬립에 의하여 입계상의 析出粒子, 개재물등의 위치에 그림 91과 같이 미소 공동(micro void)이 형성되고, 이것에 원자공동이 흡수되어 성장하는 것이라고 생각된다. W형 공동에 의하여 파괴된 파면은 그림 88(a)와 같이 입계면상에 취성적인 I.G.파면으로 대단히 요철이 심하고, 그림 88(b)와 같이 I.G. 三重點의 W형 공동도 관찰할 수 있다.

r형 空洞에 의한 파면은 그림 92와 같이 입

계에 덩풀이 있는 파면으로 W형의 경우보다 요철이 심하지 않다. 고온파괴에서도 줄무늬인 스트라이에이션파면과 입계파면은 각각의 조건에 의하여 생긴다.

5. 후 기

“破面解析과 그 應用”이란 제목하의 4회에 걸친 강좌는 破面解析에 필요한 아주 기본적인 사항에 관하여 敍述하였다. 이것은 다음과 같은 의미에 있어서 필요할 것 같다. 즉 파괴로 인한 인명 및 재산피해를 막고 高價인 기기를 경제적으로 설치·운영하기 위해서 문제시된 조건의 파괴는 파괴역학적인 취급에 의하여 定性的인 해석과 定量的인 데이터를 얻어 보다 體系化된 部材의 선택, 검사, 보수 및 전진성 평가에 사용되어야 할 것이다.

(261페이지에서 계속)

(16) D. Lonsdale and P.E.J. Flewitt; Met. Sci. & Eng. 39(1979)217.	(23) S. Majumdar and P.S. Maiya; Can. Met. Q. Vol. 18, p.57 (1979).
(17) W. Beere and M.V. Speight : Met. Sci. 12 (1978) 593.	(24) R.W. Swindmann; Report ORNL-3250 (1962)
(18) T.J. Chung, K.I. Kagawa, J.R. Rice and L.B. Sills; Acta Met. 27(1979) 265.	(25) H.G. Edmunds and D.J. White; J. of Mech. Eng. Sci., 8(1966)310.
(19) G.H. Edward and M.T. Ashby; Acta Met. 27(1979) 1505.	(26) L.F. Coffin; Fracture Proc. 2nd Int. Conf. on Fracture(1969).
(20) J.W. Hancock; Met. Sci. 10(1976)319.	(27) D. Sidey; Fracture Vol. 2 ICF 4(1977).
(21) M.Gell and G.R. Leverant; ASTM STP 520 p. 37 (1972).	(28) D.S. Wood; Welding J. 45(1966) 92.
(22) B. Tomkins; Fatigue “Introduction and Phenomenology in Creep and Fatigue in High Temperature Alloy” p.90 (1981).	(29) S. Baik and R. Raj; Met. Trans., 13A (1982) 1215.
	(30) S.S. Manson; Fatigue at elevated temperature STP 520(1973)275.