

論 文

UDC 539.56 : 620.178.2 : 620.172-974 : 669.15-194.52

フェライト・パーライト鋼の脆性破壊発生および
伝播停止特性*大森 靖也**・岩 永 寛***
川口 喜昭***・寺崎 富久長***Brittle Fracture Initiation and Propagation-Arrest Characteristics
in Ferritic-Pearlitic SteelsYasuya OHMORI, Hiroshi IWANAGA,
Yoshiaki KAWAGUCHI, and Fukunaga TERASAKI

Synopsis:

The effects of the microstructure and alloying elements on the initiation and propagation-arrest properties of brittle fracture in ferritic-pearlitic steels have been investigated by means of COD (Crack Opening Displacement) and tapered DCB (Double Cantilever Beam) tests.

It was observed that in both cases the temperature at which brittle fracture was initiated or arrested at a given toughness was linearly related to the square root inverse of the mean pearlite colony diameter.

This implies that the pearlite colony which lay in the plastic zone in the vicinity of the fatigue crack tip or the propagating main crack tip was cleaved by the applied stress, and that the critical condition whether this pearlite crack cleaved the adjacent ferrite as a Griffith's flaw dominated the initiation or the propagation-arrest properties of the brittle fracture.

The difference between the result of the static COD and that of the tapered DCB test might mainly exist in the strain rate, the strain rate at the tip of the advancing cleavage crack for the DCB test being much larger than that of the fatigue crack tip for the COD test.

It was also confirmed that the addition of nickel greatly improved the low temperature toughness for the tests with high strain rates.

1. 緒 言

鋼材の脆性破壊は、従来から転位論的な説明によるミクロ的立場と破壊力学によるマクロ的立場から独立に追求され、近年特にその進歩が著しいが、本来相補的であるべき両者の結びつきは必ずしもよくない。

ミクロ的な立場では、破壊過程を一般に亀裂の核生成とそれにつづく結晶粒程度の臨界亀裂への成長、およびこのような臨界亀裂がポテンシャル障壁をつききつて最終的な低応力不安定破壊にいたる伝播の過程に分割している¹⁾のに対し、マクロ的な立場では先在する欠陥や進展している延性亀裂などから最終的な脆性破壊が発生す

る条件、すなわち、ミクロ的には伝播開始条件が脆性破壊の発生特性と呼ばれ、また一度伝播しはじめた脆性亀裂が何らかの外的要因、例えば、亀裂先端の K 値（応力拡大係数）の低下や破壊中の試料の温度上昇に伴う Kc 値の増加などによる停止条件を脆性破壊伝播停止条件と呼ぶように用語法にも紛らわしい点が存在する。

ミクロ的立場における脆性破壊の研究によると、このような臨界亀裂は2~3結晶粒にまたがったフェライトの安定亀裂²⁾、あるいは粒界炭化物などの脆くて比較的厚い第2相の割れそのもの³⁾⁴⁾であることが明らかにされている。筆者らの2人も先にフェライト・パーライト鋼の低温試験における破壊挙動を検討し、臨界亀裂とし

* 昭和50年12月18日受付 (Received Dec. 18, 1975)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 Ph. D. (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd, 1-3 Nishinagasu-hondori Amagasaki 660)

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of materials used.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Al
270	0.10	0.26	0.62	0.008	0.007	0.03	0.045
271	0.10	0.26	1.02	0.008	0.008	0.04	0.044
272	0.11	0.25	1.38	0.009	0.008	0.04	0.041
273	0.10	0.26	0.62	0.007	0.007	1.02	0.047
274	0.10	0.24	0.60	0.008	0.006	2.48	0.046

てのパーライト・コロニー割れの重要性を指摘した⁵⁾。

そこで本実験では同種のフェライト・パーライト鋼を用い、マクロ的な意味における脆性破壊発生および伝播停止特性を疲労切欠つき COD (Crack Opening Displacement) 試験とテーパ型 DCB (Double Cantilever Beam) 試験⁶⁾ によつて検討し、それらの特性におよぼすミクロ的因子、すなわち、顕微組織と合金元素の効果の解明を試みた。

2. 実験内容

2.1 供試鋼の熱処理

実験に供した鋼の化学組成を Table 1 に示す。いずれも 25 mm 厚の熱間圧延鋼板として入手した。ここで鋼 270 は基本成分系であり、鋼 270, 271, 272 によつて Mn 量の効果を、鋼 270, 273, 274 で Ni 量の影響を明らかにすることを目的とした。

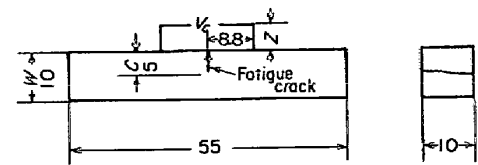
これらの鋼板に 1200°C で 1hr のオーステナイト化を施したあと 800~500°C の平均冷却速度を 50°C/hr とした炉冷、900°C で 1hr のオーステナイト化を施したあと同じ冷却速度による炉冷、および 900°C で 1hr のオーステナイト化後、大気中放冷の 3 種類の熱処理を施し、実験に供した。

2.2 顕微鏡組織の観察

顕微鏡組織は 2%硝酸アルコール中で腐食し、光学顕微鏡で観察した。フェライト結晶粒径とパーライト・コロニー径はリニアル・アナリシス法によつて平均切片として定量的に決定した。

2.3 脆性破壊発生特性の評価

マクロ的意味における脆性破壊発生特性の評価のために疲労切欠つきの曲げ COD 試験を行なつた。試験片の形状は Fig. 1 に示すとおりで、2 mm 深さの機械切欠の先端にさらに 3 mm の疲労切欠をつけている。このような試験片を用いスパンを 40 mm とした静的 3 点曲げ試験およびシャルピー衝撃試験機を用いた動的 3 点曲げ試験⁷⁾ を行ない、開口変位をクリップ・ゲージあるいは動的試験用に特別に作成した変位ゲージ⁸⁾ によつて測定した。変位 V_C の COD 値、 δ_C 、への換算には次式を用い



Static : $Z = 3$ mm
Dynamic : $Z = 5$ mm

Fig. 1. COD test specimen.

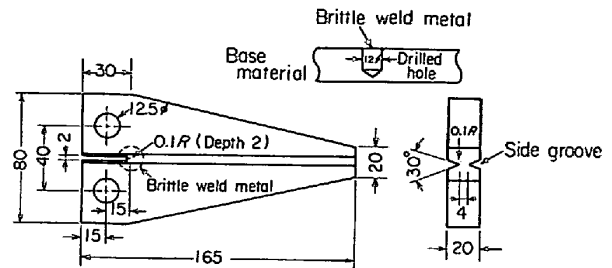


Fig. 2. Tapered DCB test specimen.

た。

$$\delta_C = \frac{V_C}{1 + \frac{Z+C}{r(W-C)}}$$

ここで、 $r = 0.30$ と仮定し、 Z は変位測定位置の試料表面からの位置、 W は試験片の高さ、 C は亀裂長さで、いずれも Fig. 1 に示すとおりである。

また、脆性破壊した試料の破面を走査電子顕微鏡で観察し、脆性破壊が発生しそれが放射状に伝播し停止する一つの破壊の単位である破面単位⁹⁾、 L_C を平均切片として測定した。

2.4 脆性破壊伝播停止特性の評価

伝播停止性能の評価には一般にロバートソン試験¹⁰⁾や二重引張試験¹¹⁾が採用されているが、いずれも大型試験であるため実験上の制約が大きい。そこで Fig. 2 に示す形状のテーパ型 DCB 試験片⁶⁾ を用いて評価することにした。なお、この試験は二重引張試験と良好な対応を示し、小型の研究室の材質試験法として有用であることが確認されている⁶⁾。

この試験片を適当な温度で引張ると切欠先端の脆い溶着金属の部分で脆性破壊が発生し、サイド・グループで拘束された面内を伝播する。この際、亀裂の進展に伴つてバネ定数が低下するので亀裂先端の K 値が低下する。この値が材料の K_C 値以下になる条件がその温度における脆性破壊伝播停止条件となり、その場合の K_C 値は次のように求めることができる。

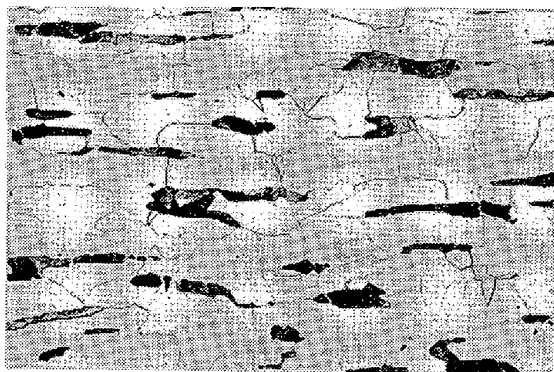
$$K_C = y \sqrt{\frac{E}{2w} \left(\frac{dM(C)}{dC} \right)}$$

ここに、 K_C は限界応力拡大係数、 y は引張試験機のク

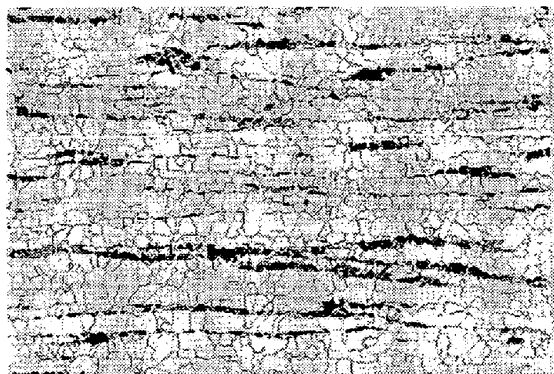
ロス・ヘッド変位, E はヤング率, w は破壊表面の幅, C は停止亀裂長さ, $M(C)$ は亀裂長さの関数としてのバネ定数である.

2.5 低温引張試験

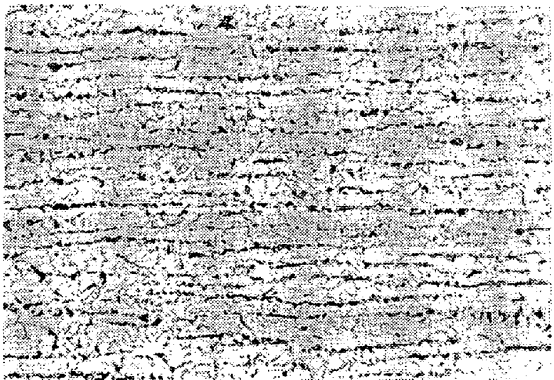
脆性破壊特性の組織や合金元素依存性を理解するには低温における降伏挙動を調査しておく必要がある。常温から -196°C の温度域における引張試験を行なった。試験片の平行部径は $8.5\text{ mm}\phi$ で平行部長さは 60 mm である。



(a)



(b)



(c) $\times 100$ (5/8)

Photo. 1. Typical microstructures of steel tested. (Steel 273), (a) $1200^{\circ}\text{C}\times 1\text{ hr FC}$, (b) $900^{\circ}\text{C}\times 1\text{ hr FC}$, and (c) $900^{\circ}\text{C}\times 1\text{ hr AC}$.

3. 実験結果

3.1 顕微鏡組織

顕微鏡組織の1例として鋼 273 (1%Ni 鋼) の熱処理条件による組織変化を Photo. 1 に示す。いずれも顕著な縞状組織を伴ったフェライト・パーライトであるが、 1200°C から炉冷したものは Photo. 1 (a) のように極めて粗く、(b) 900°C からの炉冷材、(c) 900°C からの空冷材の順に微細化している。そこで、これらの組織を定量的に評価すると同時に、破壊挙動との関連を調査するために、亀裂の進行方向に平行に、すなわち、縞状組織に垂直にフェライト粒径およびパーライト・コロニー径のリニアル・アナリシスを行なった。結果を Table 2 に示す。これよりオーステナイト化温度の低下やオーステナイト域からの冷却速度の増大によつてフェライト粒径やパーライト・コロニー径が細くなるほか、Mn や Ni の添加によつても著しく微細化することがわかる。

3.2 破面単位の測定結果

静的 COD 試験片のうち脆性破面を呈したものをを用い、破面単位⁹⁾, L_c , を測定した。この破面単位は、脆性破壊さえすれば、試験条件に左右されないことが報告されている⁹⁾ので普遍定数として採用できよう。結果を組織解析の結果とともに Table 2 に示した。これより明らかなように、破面単位はフェライト粒やパーライト・コロニー径とほぼ同様な熱処理依存性を示すが、Mn 添加による破面単位の変化がフェライト粒径の変化ほどには顕著でないことがわかる。

Table 2. Ferrite grain size, pearlite colony size, and unit crack path (linear intercept).

Steel	Heat treatment	Ferrite grain size (μ)	Pearlite colony size (μ)	Unit crack path (μ)
270	1200°C FC	103.0	28.4	123.5
	900°C FC	21.5	11.8	27.4
	900°C AC	20.5	5.88	26.7
271	1200°C FC	63.0	28.1	84.2
	900°C FC	15.5	9.75	26.0
	900°C AC	12.4	5.05	26.0
272	1200°C FC	44.0	21.2	66.7
	900°C FC	9.3	9.83	25.3
	900°C AC	9.0	3.83	25.3
273	1200°C FC	62.0	21.6	66.7
	900°C FC	18.5	9.40	30.3
	900°C AC	14.1	5.30	23.3
274	1200°C FC	36.5	17.7	38.8
	900°C FC	18.3	7.00	21.5
	900°C AC	13.5	3.73	21.5

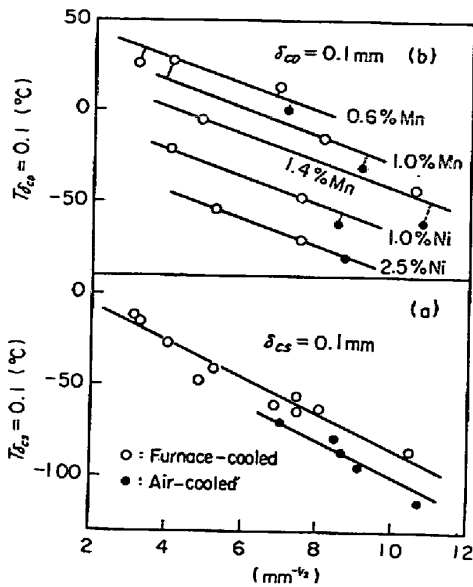


Fig. 3. Relationship between ferrite grain size and crack initiation temperature at $\delta_c = 0.1$ mm (a) static COD test, and (b) dynamic COD test.

3.3 COD 試験結果

Fig. 3 (a) および (b) はそれぞれ静的および動的 COD 試験において、限界 COD 値が 0.1 mm になる温度 $T_{\delta_{CS}=0.1}$, $T_{\delta_{CD}=0.1}$ とフェライト結晶粒径の平方根の逆数, $L_f^{-1/2}$ の関係を示している。静的試験ではフェライト粒径が微細化すれば $T_{\delta_{CS}=0.1}$ が低下するが、炉冷材と空冷材が異なつた直線で表わされることは注意する必要がある。同様な傾向は動的試験においても認められるが、この場合、同一フェライト粒径で比較すると、さらに Ni や Mn の効果が顕著に現われて、その添加によつて靱性が改善されることがわかる。

また $T_{\delta_{CS}=0.1}$ および $T_{\delta_{CD}=0.1}$ の破面単位依存性をみると Fig. 4 (a), (b) のようにフェライト粒径で整理した場合より、ややばらつきが大きくなるほか、オーステナイトからの冷却速度や合金元素添加の影響が大きく現われてくる。いずれにせよ、オーステナイト域から空冷するか炉冷するかという差によつてフェライト粒内に本質的な差が生ずるとは考え難い。したがつて上述の限界 COD 値を示す温度に認められた冷却速度の効果の原因は他に求める必要があらう。

そこで次にパーライト・コロニー径 L_p による解析を試みた。結果を Fig. 5 および 6 に示す。静的試験において限界 COD 値が 0.4, 0.1 および 0.04 mm になる温度 $T_{\delta_{CS}=0.4}$, $T_{\delta_{CS}=0.1}$ および $T_{\delta_{CS}=0.04}$ は、Fig. 5 のように、少なくとも同一鋼種であればオーステナイト域からの冷却速度にかかわらず一本の直線で表わされることがわかる。同一パーライト・コロニー径でみると

$T_{\delta_{CS}=0.4}$ は Ni 添加によつて高温側にずれるが $T_{\delta_{CS}=0.1}$ および $T_{\delta_{CS}=0.04}$ では Ni の効果が検出できなくなる。またパーライト・コロニー径 ($L_p^{-1/2}$) 依存性は $T_{\delta_{CS}=0.4}$, $T_{\delta_{CS}=0.1}$, $T_{\delta_{CS}=0.04}$ の順に小さくなる。動的試験において限界 COD 値が 0.4, 0.1 および 0.04 mm になる温度 $T_{\delta_{CD}=0.4}$, $T_{\delta_{CD}=0.1}$ および $T_{\delta_{CD}=0.04}$ は、Fig. 6

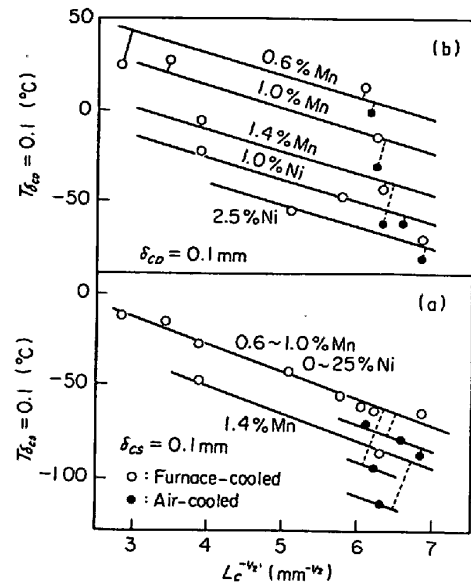


Fig. 4. Relationship between unit crack path and crack initiation temperature at $\delta_c = 0.1$ mm (a) static COD test, and (b) dynamic COD test.

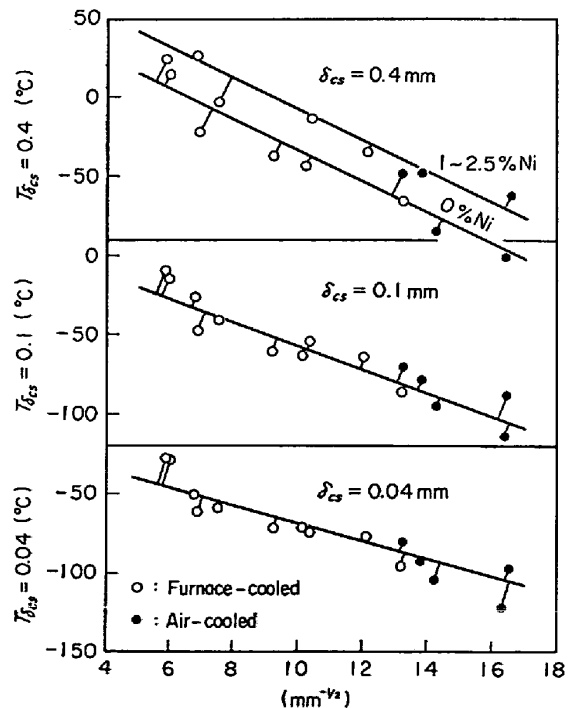


Fig. 5. Relationship between pearlite colony size and crack initiation temperature by static COD test.

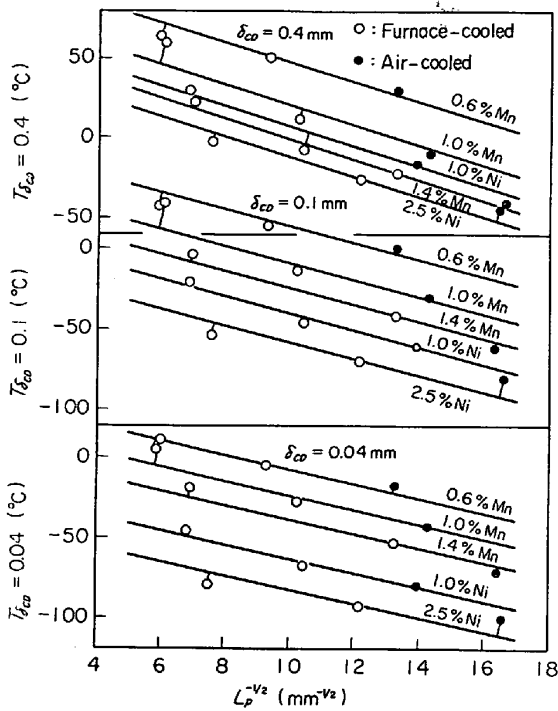


Fig. 6. Relationship between pearlite colony size and crack initiation temperature by dynamic COD test.

のように静的試験の場合に較べてパーライト・コロニー径依存性がやや小さくなる。同一の $L_p^{-1/2}$ 値で比較すると Ni や Mn の添加によつて一定の限界COD値を示す温度が著しく低下する。このような合金元素の効果は限界COD値が小さくなるにつれて大きくなる。すなわち、歪速度が大きく、しかも限界COD値が小さく塑性変形の関与の少ない場合において合金元素、とりわけ Ni の効果が大きいといえる。

3.4 テーパ型 DCB 試験結果

DCB 試験において、脆性破壊が伝播を停止する際の K_{Ca} 値が $300 \text{ kg/mm}^{3/2}$ となる温度、 $T_{K_{Ca}=300}$ とフェライト粒径の平方根の逆数、 $L_f^{-1/2}$ の関係を Fig. 7 に

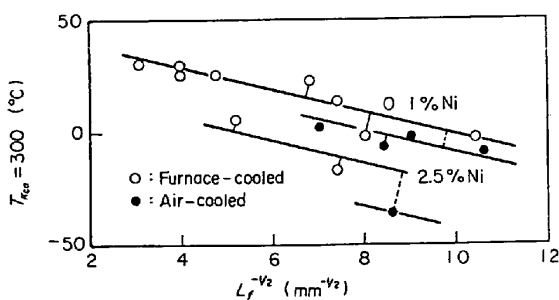


Fig. 7. Relationship between ferrite grain size and crack arresting temperature with $K_{Ca}=300 \text{ kg/mm}^{3/2}$.

示す。この場合も COD 試験結果と同様にフェライト粒が微細化すると $T_{K_{Ca}=300}$ が低下し、炉冷材と空冷材が異なつた直線として表わされる。このほかに Ni 添加に伴う $T_{K_{Ca}=300}$ の低下も認められ、動的COD試験の結果に類似している。

また破面単位の平方根の逆数、 $L_c^{-1/2}$ と $T_{K_{Ca}=300}$ の関係も Fig. 8 に示すようにフェライト粒径による解析結果と同様で、炉冷材と空冷材の差異も検出される。

次に脆性破壊が伝播を停止する K_C 値が $600, 300$ および $100 \text{ kg/mm}^{3/2}$ となる温度 $T_{K_{Ca}=600}, T_{K_{Ca}=300}$ および $T_{K_{Ca}=100}$ につき $L_p^{-1/2}$ で解析を試み、結果を Fig. 9 に示した。その結果、 K_C 値が $600 \text{ kg/mm}^{3/2}$ と大きい場合には一本の直線で表わせるが $300 \text{ kg/mm}^{3/2}, 100$

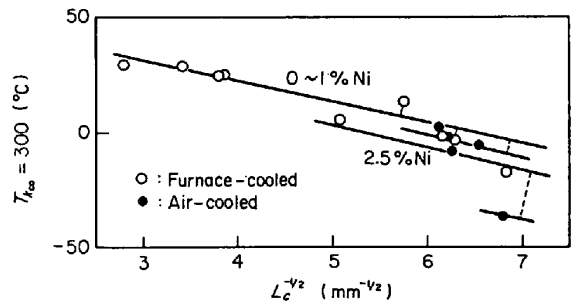


Fig. 8. Relationship between unit crack path and crack arresting temperature with $K_{Ca}=300 \text{ kg/mm}^{3/2}$.

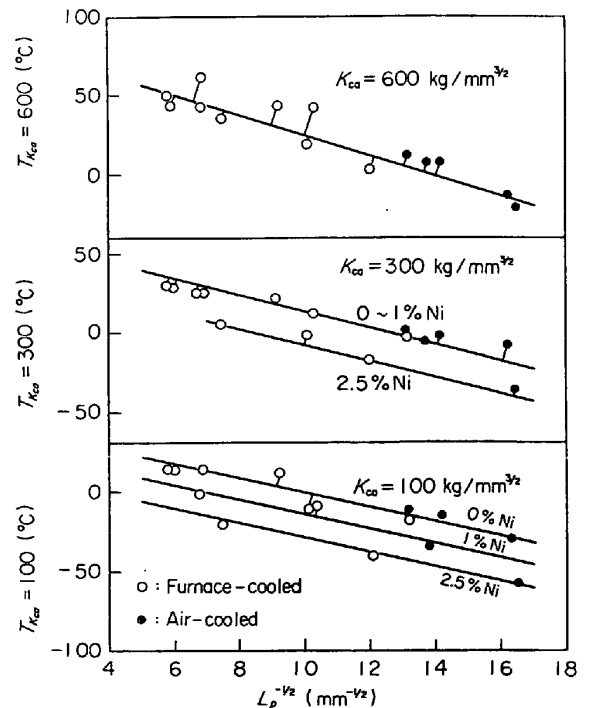


Fig. 9. Relationship between pearlite colony size and crack arresting temperature at a given toughness.

kg/mm^{3/2} と低下するにつれて Ni の効果が大きくなることがわかる。すなわち、同一パーライト・コロニー径で比較すると Ni の添加により脆性破壊の伝播停止性能が改善される。また、この場合もオーステナイト域からの冷却速度の差が消滅し、パーライト・コロニー径による解析の優位性が認められる。

3.5 低温引張試験結果

従来から下降伏点 σ_{ly} とフェライト結晶粒径 L_f が密接に関連していることはよく知られた事実である¹²⁾。そこで Ni を含有しない鋼 270, 271, 272 および 2.5% Ni の鋼 274 について 25°C, -70°C, -135°C, -165°C における σ_{ly} と $L_f^{-1/2}$ の関係を Fig. 10 に示した。これより両者の間に極めて良好な直線関係が存在することがわかる。また、同一フェライト粒径で比較すると試験温度の高温側で Ni によつて下降伏点が著しく上昇するのに対し、-135°C 近傍ではこの効果が消滅し、さらに低温になると僅かながら Ni による下降伏点の低下が認められる。一方、Mn を増加しても同一フェライト粒径であれば下降伏点はほとんど変化しない。

Photo. 2 に脆性破壊した引張試験片の破面近傍における二次亀裂の発生を示す。この写真から明らかなように亀裂はまずパーライト・コロニーで発生し、これが隣接

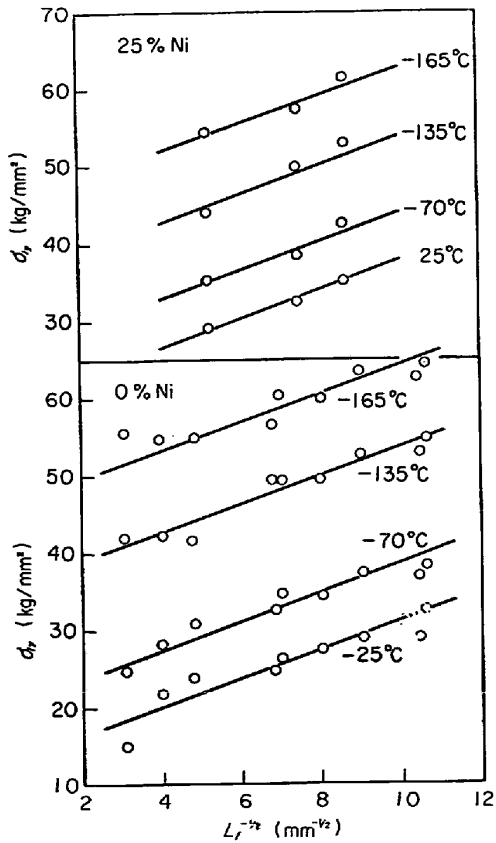
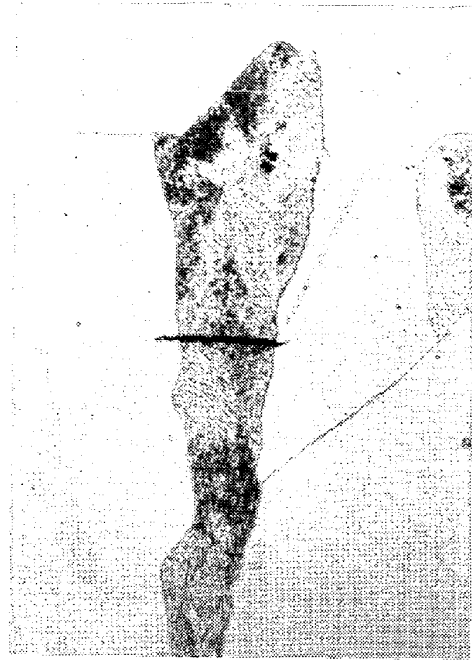


Fig. 10. Relationship between lower yield stress and ferrite grain size.



x500 (3/4)

Photo. 2. Cleavage crack initiation of ferrite from pearlite crack during tensile test at -196°C, x500 (steel 270).

するフェライト粒へ伝播している。このような割れ発生の観察結果や脆性破壊発生および伝播停止特性のパーライト・コロニー径依存性を考慮すると、フェライト・パーライト鋼の脆性破壊におけるパーライトの役割の重要性が認識されよう。

4. 考 察

4.1 脆性破壊発生特性におよぼす組織と合金元素の影響

COD試験における破壊の過程は次のようなものであろう。すなわち、まず曲げ応力の増大に伴う応力集中によつて疲労亀裂先端に降伏が起こり、塑性域が形成される。このため亀裂先端が開口し、いわゆる、ストレッチド・ゾーン（さらにその先端に延性亀裂が形成されることもあるが）が生成する。この開口量が特定温度および特定の歪速度における材質固有の値に達すると脆性破壊に転化し、最終的な破壊に至る¹³⁾。このようなマクロ的な意味における発生過程をミクロ的な立場でみなおすと次のように考えられる。まず、延性→脆性遷移領域における疲労亀裂の先端はストレッチド・ゾーンや延性亀裂の形成によつてかなり鈍化しており、亀裂先端付近は歪集中域にある。筆者らの行なつた低温引張試験⁵⁾では約25%の塑性歪によつて有効表面エネルギー、 γ 、の低いパーライト部に亀裂が発生する。この極めて鋭いパーライト割れが γ の高い隣接フェライトに伝播するかどうか、

ミクロ的な意味における脆性破壊伝播条件となっていた⁵⁾。いま、同様な事情がCOD試験においてもそのまま成立つと仮定すると曲げ応力を負荷した際の疲労亀裂先端における応力集中による塑性歪でパーライトが破壊され、長さ L_p の Griffith 亀裂¹⁴⁾をつくると考えられる。予亀裂の応力分布を無視するとパーライト亀裂先端の K 値は $L_p^{1/2}$ に比例するので、 $L_p^{-1/2}$ で解析することは有意義であろう。事実、炉冷材と空冷材における特定の限界COD値を示す温度の差がフェライト粒径では説明できず、パーライト・コロニー径で解析すると同一鋼種であるかぎり一つの直線で表わせることもこの考えを支持している。すなわち、パーライト・コロニー径は Griffith 亀裂¹⁴⁾として十分な大きさであり、一度パーライト・コロニー割れが γ の大きいフェライトに伝播すればそれより大きな亀裂、例えば、フェライト粒や破面単位程度の寸法の亀裂は自動的に伝播条件を満足することになり、脆性破壊発生を支配する因子にはならないであろう。したがって最初に形成されるパーライト亀裂の長さ L_p が重要になる。

一方、同一熱処理の場合、Ni や Mn の添加によつて Table 2 に示すように、パーライト・コロニー径が微細化するのだから、低温靱性は大きく改善される。次に同一パーライト・コロニー径の場合を考えると、パーライト割れが隣接フェライトへ伝播するには、フェライト中のりによつて亀裂先端の応力集中が緩和されることのないように十分低温であるか十分に加工硬化していることが必要である。この効果は亀裂の伝播に対する有効表面エネルギー中の塑性項として破壊応力に関連するが、温度や歪速度さらには添加合金元素によつて大きな影響を受けるであろう。静的試験、すなわち歪速度が小さくしかも限界COD値が0.4 mm と大きくて、パーライト割れのフェライトへの伝播に際してさらに大きな加工硬化が必要な場合には Ni の添加によつて $T_{\delta_{CS=0.4}}$ が高くなったが、限界COD値が小さくなるにしたがつて Ni の効果は消滅した。歪速度が大きい動的試験では、小さい限界COD値を示す温度が Ni や Mn の添加によつて逆に低下し、とりわけ Ni の効果が著しい。この事実は理由は明確ではないものの Ni 添加によつて低温におけるり変形が容易になることを示すものであろう。事実、下降伏点の温度依存性をみると Fig. 10 のように高温側では Ni による降伏点の上昇が認められるものの -135°C 以下の低温ではその硬化が検出できなくなるしまた前報⁵⁾で報告したように Ni によつて低温での双晶変形が著しく抑制される効果とも密接に関連するものかも知れない。

4.2 脆性破壊伝播停止性能におよぼす組織と合金元素の影響

脆性破壊伝播停止性能はテーパ型DCB試験によつて検討したが、この試験片はかなり深いサイド・グループによつて亀裂伝播面が拘束されている。したがつて、サイド・グループのない場合に較べると K_C 値が低くなるのが予想される¹⁵⁾。また弾性論的な K_C 値と塑性歪に関連する限界COD値を定量的に比較するには問題があると思われるが、DCB試験結果の定性的傾向は静的COD試験と動的COD試験結果のまさに中間に位置し Ni による改善効果のみが検出され、しかも同様にパーライト・コロニー径で解析できた。この事実はさらに詳細な検討を必要とするが、伝播停止性能も本質的には発生特性と同様であり、伝播が停止する際の亀裂先端の歪速度が静的および動的COD試験における脆性破壊発生時の亀裂先端の歪速度の中間にあることを示すものとも考えられる。

そこで脆性破壊の発生機構と伝播停止機構がいかなる関係にあるかを考えてみる。まず発生過程を模式的に表わすと Fig. 11(a), (b)のように負荷応力の増大によつて疲労亀裂の先端に塑性域が形成され、同時に亀裂先

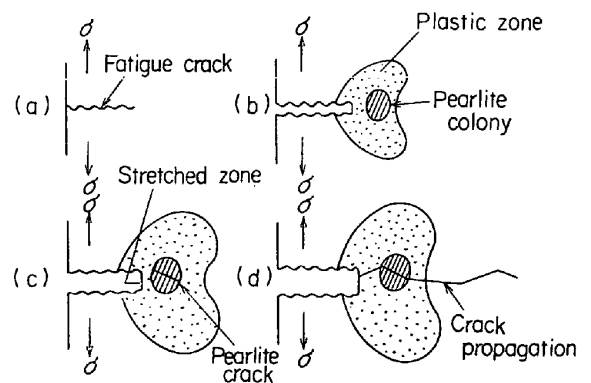


Fig. 11. Schematic illustration for cleavage crack initiation.

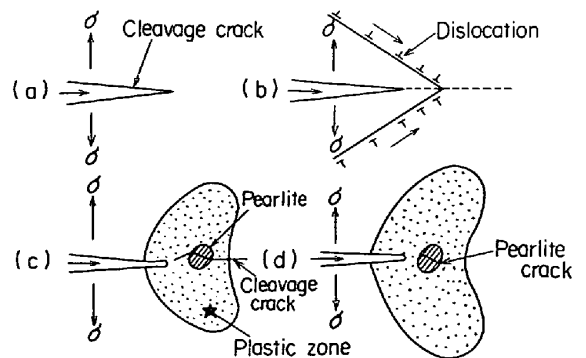


Fig. 12. Schematic illustration for arresting of cleavage crack propagation.

端が開口してストレッチド・ゾーンが生成する。次に塑性域の中でパーライト・コロニーが割れる (Fig. 11(c))。最後にこのパーライト・コロニー割れが Fig. 11(d) のように Griffith 亀裂¹⁴⁾として加工硬化したフェライトに伝播すると最終的な破断に至るものと考えられる。これに対し伝播停止の場合は次のようになるであろう。すなわち、Fig. 12(a) のように脆性亀裂が伝播している場合、何らかの原因で亀裂先端の K 値が減少するか材料の K_C 値が上昇すると、亀裂の伝播速度は低下する (Fig. 12(b))。この場合でもなお Fig. 12(c) のように塑性域中に含まれるパーライト・コロニーが割れて再び鋭い亀裂をつくるので、この亀裂が主亀裂に先行し隣接フェライトに伝播すれば脆性破壊は停止しない。しかし、このパーライト亀裂が隣接フェライトに伝播しなくなれば主亀裂はますます減速されるであろうから、脆性破壊は伝播を停止する。したがって、パーライト亀裂がフェライトに伝播しなくなる条件がまさに脆性破壊伝播停止条件に対応するものと考えられる。このように考えると伝播停止の過程は発生過程を逆にしたものであり、その組織や合金元素依存性などに本質的な差がなくなつても当然であろう。

5. 結 論

(1) フェライト・パーライト鋼の脆性破壊に対する静的・動的発生特性および伝播停止特性はパーライト・コロニーを微細化すると改善される。パーライト・コロニー割れは Griffith 亀裂として働き、同一化学組成の材料のフェライト・パーライト組織であるかぎり一定の限界 COD 値あるいは K_C 値を示す温度を一義的に決定する。

(2) Ni や Mn の添加は同一熱処理の場合、パーライト・コロニー径の微細化を通じて脆性破壊特性を改善するが、同一パーライト・コロニー径であつてもフェライトの塑性変形挙動を通じて影響する。後者は歪速度の大きい領域で著しく、歪速度の小さい領域ではその影響は小さくむしろパーライト・コロニー径の効果が顕著に

現われる。例えば Ni は歪速度の大きい場合の靱性、すなわち脆性破壊に対する動的発生特性や伝播停止特性の向上に有効である。

(3) 脆性破壊発生および伝播停止の定量的評価は今後の問題である。

最後に本研究の公表を許可された住友金属工業(株)中央技術研究所長小田尚輝博士、同所次長西岡邦夫博士、白岩俊男博士、伊藤慶典博士に謝意を表するとともに本研究の遂行にあたり終始御指導御鞭撻いただいた同副所長三好栄次博士、主席研究員邦武立郎博士に深く感謝いたします。

文 献

- 1) A. N. STROH: Fracture, MIT, (1959), p. 117
- 2) G. T. HAHN, B. L. AVERBACH, W. S. OWEN, and M. COHEN: Fracture, MIT, (1959), p. 91
- 3) E. SMITH: Int. J. Frac. Mech., 4(1968), p. 131
- 4) G. OATES: JISI, 206(1968), p. 930
- 5) Y. OHMORI and F. TERASAKI: Trans. ISIJ, 投稿中.
- 6) 長谷部, 川口: 鉄と鋼, 61(1975), p. 101
- 7) K. NISHIOKA and H. IWANAGA: Significance of Defects in Welded Structures, (Proc. Japan-USA Seminar), (1973), University of Tokyo Press, p. 173
- 8) 金沢, 町田, 萩原: 日本造船学会論文集 132 (1973), p. 361
- 9) F. TERASAKI and H. OHTANI: Trans. ISIJ, 12 (1972), p. 45
- 10) T. S. ROBERTSON: JISI, 175(1953), p. 361
- 11) M. YOSHIKI, T. KANAZAWA, and H. ITAGAKI: Proc. 3rd Japan Congr. of Testing Mat. (1960), p. 103
- 12) M. J. PETCH: JISI, 174(1953), p. 25
- 13) A. H. COTTRELL: Proc. Roy. Soc., 285(1965), p. 10
- 14) A. A. GRIFFITH: Proc. Int. Congr. Appl. Mech., (1924), p. 55
- 15) C. N. FREED: Fracture Toughness of High-Strength Materials; Theory and Practice, ISI Publication, 120(1970), p. 29