

# 鋼繊維—セメント系マトリックス間の付着破壊進展機構と鋼繊維補強モルタルの高靱性化

五十嵐心一\*・川村満紀\*\*

シリカフェームの混入、水セメント比の低減および細骨材の混入が鋼繊維—セメントマトリックス界面領域の破壊靱性と摩擦抵抗に及ぼす影響を付着破壊進展過程の特徴と関連づけながら論じた。その結果、緻密な界面領域の形成が必ずしも界面領域の破壊靱性の増大をもたらすとは限らないこと、および付着破壊は単純な実界面の破壊ではなく、繊維に沿う比較的広範囲の領域が破壊され、これが界面領域の破壊靱性と摩擦抵抗に影響をおよぼすことを明らかにした。

**Key Words** : interfacial zone, fracture toughness, frictional stress, fluorescence microscope

## 1. まえがき

一般に繊維補強セメント系複合材料の靱性はその材料が破壊にいたるまでに吸収したエネルギーにより評価され、その吸収エネルギーの大部分はマトリックスにひびわれが発生した後の繊維の引き抜き過程の吸収エネルギーによりもたらされる<sup>1),2)</sup>。したがって、繊維補強セメント系複合材料が大きな靱性を発揮するためには、マトリックスのひびわれを架橋する繊維が大きな引き抜き抵抗を發揮しつつ破断することなく引き抜けることが肝要である。繊維の引き抜き抵抗は繊維の付着試験により評価されるが、繊維の特殊な形状に起因するアンカー効果がないならば、その引き抜き抵抗は繊維—マトリックス界面領域の特性を反映したものとなる。この場合、繊維の引き抜きに対する抵抗は、繊維とマトリックスが完全に付着を保持する段階におけるせん断抵抗と既に付着破壊を生じた界面に作用する摩擦力によって発揮されると考えられるが、両者を区別して評価した研究は非常に少ない。一方、近年、コンクリートへの破壊力学の適用が積極的に検討されており、繊維や骨材などのインクルージョンとセメント系マトリックス間の付着特性の評価に破壊力学パラメータを用いることが提案されている<sup>3)</sup>。これらの研究においては、付着破壊を繊維—マトリックス界面のひびわれの進展とみなし、界面における破壊靱性値により繊維の付着強度が評価される。さらに、その手法においては、既に付着破壊を生じた界面に作用する摩擦抵抗を分離して評価することが可能である。また、最近、著者らは鋼繊維—セメント系マトリックス界面領域の破壊靱性を実験的に求める方法を提案した<sup>4)</sup>。

セメント系材料のように多孔性の材料の強度を増大さ

せるためには、欠陥となる細孔の量や最大細孔径を減少させて緻密な組織を形成させればよい。bulkセメントペースト相（鋼繊維の影響を受けない領域）とは異なる組織を有する鋼繊維—セメントマトリックス界面領域の組織においてもその組織の緻密化により繊維の付着強度は増大すると考えられている<sup>5)</sup>。界面領域の組織を緻密化する方法としては、水セメント比の低減およびシリカフェームやポリマーの混入<sup>6)</sup>が効果的であると考えられ、Bentur & Cohen<sup>7)</sup>はシリカフェームを混入すると界面領域の組織が緻密になることを走査型電子顕微鏡観察により明らかにしている。また、ひびわれの捕捉作用（アレスト作用）による靱性の増大という見地からは、界面領域に骨材粒子を分散させてひびわれの進展に対する抵抗性を増大させることも考えられる。しかし、そのような界面領域の緻密化や高靱性化を界面ひびわれの進展の特徴および繊維のマトリックスからの引き抜き挙動と関連づけながら検討した例はないようである。

本研究は、シリカフェームの混入、水セメント比の低減および細骨材の混入が鋼繊維—マトリックス界面領域の破壊靱性と摩擦抵抗に及ぼす影響を明らかにし、その結果を付着破壊進展過程の特徴と関連づけながら論ずることを目的とする。さらに、界面領域の靱性の増大を目的としてマトリックスに短炭素繊維を混入した場合における繊維—マトリックス間の付着特性の変化が鋼繊維補強モルタルの変形挙動におよぼす影響についても検討する。

## 2. 実験方法

### (1) 使用材料および配合

使用したセメントは普通ポルトランドセメントである。細骨材には、標準砂および川砂を用いた。使用した鋼繊維は直径が0.5mmまたは0.6mmのストレート繊維である。繊維の引き抜き試験においては、埋め込み長

\*正会員 博(工) 金沢大学助手 工学部土木建設工学科  
(〒920 金沢市小立野2-40-20)

\*\*正会員 工博 金沢大学教授 工学部土木建設工学科

**Table 4** Mix Proportions of Cement Paste and Mortar Matrices Used for the Pull-out Test

W/C (%)	Silica Fume Replacement (%)	Carbon Fiber Content (%)	Dosage of Superplasticizer (wt% Cement)	Matrix
55	0	0	0	paste
35	0	0	0	paste
25	0	0	2.4	paste
55	10	0	0.6	paste
55	20	0	0.6	paste
55	0	0	0	mortar (Toyoura Sand)
55	10	0	0.6	mortar (Toyoura Sand)
55	0	0	0	mortar (River Sand)
55	10	0	0.6	mortar (River Sand)
55	0	0.5	0.8	mortar (River Sand)
55	10	0.5	0.8	mortar (River Sand)

**Table 5** Mix Proportions of Steel Fiber Reinforced Mortars

W/C (%)	Cement : Silica : Sand				Dosage of Superplasticizer (wt% Cement)	Vf (%)	
	Fume					Steel Fiber	Carbon Fiber
55	1	0	1.5	0	0	0	
55	0.9	0.1	1.5	0.6	0	0	
55	1	0	1.5	0.8	0	0.5	
55	0.9	0.1	1.5	0.8	0	0.5	
55	1	0	1.5	0	1.0	0	
55	0.9	0.1	1.5	0.6	1.0	0	
55	1	0	1.5	0.8	1.0	0.5	
55	0.9	0.1	1.5	0.8	1.0	0.5	

**Table 1** Physical Properties of Silica Fume

Specific Gravity	Bulk Density (g/cm <sup>3</sup> )	Specific Surface Area (m <sup>2</sup> /g)	Particle Size
2.33	0.2	24.2	0.1-0.3

**Table 2** Chemical Composition of Silica Fume (%)

SiO <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	MgO	C	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub>
87.44	6.94	0.30	0.20	0.41	1.11	0.19	1.00

**Table 3** Physical Properties of Carbon Fiber

Specific Gravity	Number of Filaments per Strand	Diameter of Filament (μm)	Tensile Strength (GPa)	Young's Modulus (GPa)
1.90	4000	17	1.8	180

さが30mmになるように所定の長さに切断したものを  
用いた。また、鋼繊維補強モルタルに使用した鋼繊維の  
長さは20mmである。添加したシリカフュームの物理  
的性質および化学成分を **Table 1** および **Table 2** に示  
す。使用した炭素繊維は石炭ピッチ系の炭素繊維（長さ  
：3mm）であり、その物理的性質を **Table 3** に示す。鋼  
繊維の引き抜き試験用供試体のマトリックスおよび鋼繊  
維補強モルタルの配合はそれぞれ **Table 4** および  
**Table 5** に示すとおりである。

(2) 鋼繊維の引き抜き試験

鋼繊維の引き抜き試験に用いた供試体を **Fig. 1** に示  
す。肉厚が0.25mmのシリコンチューブを鋼繊維に装  
着してセメントペーストまたはモルタルを打設した。打  
設後18時間にてこのシリコンチューブを注意深く抜き  
取るにより鋼繊維—マトリックス界面に切欠きを導  
入した後、水中養生（20℃）を行った。繊維の埋め込み

長さは30mmであり、切欠き長さは5、10および15mm  
と変化させた。材令14日および28日において **Fig. 2** に  
示す方法による鋼繊維の引き抜き試験によって荷重—変  
位曲線を得た。荷重—変位曲線の立ち上がり部のコンプ  
ライアンスの変化から、以下の式によって界面領域の破  
壊靱性（Γ）を求めた<sup>9)</sup>。なお、繊維の引き抜きにおい  
ては、繊維のポアソン効果および載荷重の偏心を考慮す  
ると、界面ひびわれの進展はモードI、IIおよびIIIの混  
合モードであると考えられる。しかし、式（1）にて求  
められる値はモードIIが卓越した混合モード下の破壊エ  
ネルギーとしての意味を持つことになる。

$$\Gamma = P_0^2 / 2\pi D (dC(a) / da) \dots\dots\dots(1)$$

$$P_0 = P_{max} - \tau_f \pi D l_{f,net} \dots\dots\dots(2)$$

ここに、

P<sub>0</sub>：最大引き抜き荷重（P<sub>max</sub>）から摩擦抵抗の寄与を差  
し引いた荷重

C：コンプライアンス

a：切欠き長さ

D：繊維の直径

τ<sub>f</sub>：付着破壊界面に作用する摩擦応力

l<sub>f,net</sub>：繊維の正味埋め込み長さ

付着破壊界面に作用する摩擦応力τ<sub>f</sub>は一定であると仮  
定し、最大引き抜き荷重に到達した時点からさらに変位  
が0.1mmだけ増加するときの荷重—変位曲線下の面積  
からτ<sub>f</sub>を求めた<sup>9)</sup>。

(3) 鋼繊維の引き抜き過程の蛍光顕微鏡観察

a) 単一繊維の引き抜き試験

ブリーディングによる鋼繊維まわりの水膜およびエン  
トラップトエアの形成を最小限にするために、**Fig. 3**  
(a) に示すように、鋼繊維をその中心軸が鉛直となるよ

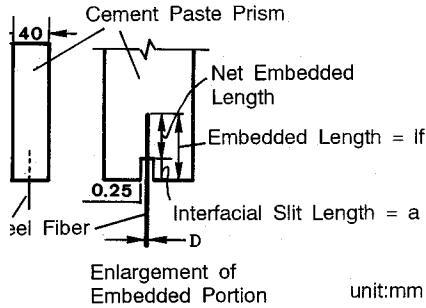


Fig. 1 Diagram of the specimen for the single fiber pull-out test

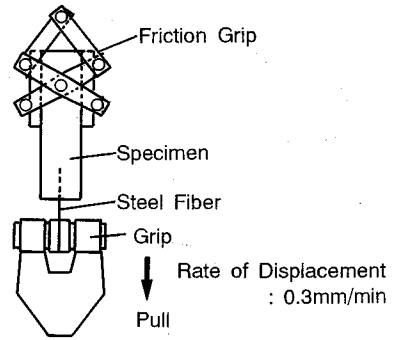


Fig. 2 Loading apparatus for the single fiber pull-out test

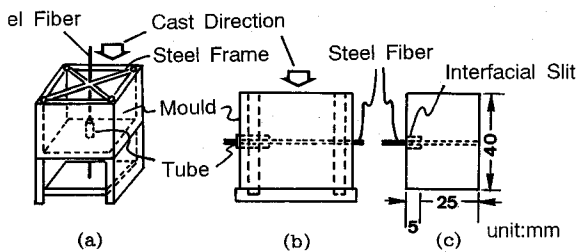


Fig. 3 Mould for making specimens : (a) Fiber fixed in the vertical direction (b) Fiber fixed in the horizontal direction (c) Specimen size

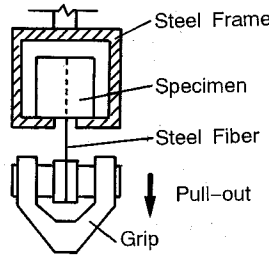


Fig. 4 Loading apparatus to pull out a steel fiber for the fluorescence microscopic examinations

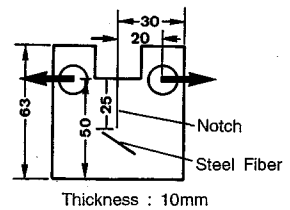


Fig. 5 Wedge opening loaded specimen

うに固定することができる型枠を真空デシケータに静置し、脱気を行った。脱気終了後、別途に真空攪拌装置を用いて練り混ぜておいたセメントペーストを静かに型枠に注ぎ込んで、 $4 \times 4 \times 3$ cmの供試体を作成した。マトリックスとしてモルタルを用いる場合は、Fig. 3 (b)に示すように鋼繊維を水平に配置して、大気中にてモルタルを打設した。打設された供試体には前述のように、シリコンチューブを用いて界面に長さ5mmの切欠きを導入し、材令28日まで水中養生を行った。材令28日において、Fig. 4に示した載荷方法により鋼繊維を所定の荷重レベルまで引き抜いた。引き抜き終了後、繊維の配列方向と平行に鋼繊維を含む面で切断して薄板（厚さ約3mm）を切り出し、これを乾燥収縮ひびわれの発生を防止するとともにエポキシを正常に硬化させるためにエタノールに24時間浸漬した。エタノール浸漬終了後、薄板を真空デシケータに入れて脱気し、蛍光染料含有エポキシ樹脂を薄板に含浸させた。樹脂の硬化後、表面の余分なエポキシ樹脂をダイヤモンドカッターで取り除き、その表面を耐水研磨紙を用いて繊維の中心軸を含む面が現れるまで注意深く研磨した。研磨した試料表面をB励起（波長450~490nm）の条件のもとで落射型蛍光顕微鏡を用いて観察した。

b) くさび押し込み式コンパクトテンション試験

Fig. 5に示すように、切欠きの前方に切欠きの方向に対する傾き角が $45^\circ$ になるように鋼繊維を配置したコンパクトテンション試験片を作製した。供試体は水中養生（ $20^\circ\text{C}$ ）を行い、材令28日において、切欠き端開口変位が0.2mmになるまでくさびを押し込み、切欠きから繊維に向かってひびわれを進展させた。載荷終了後、a)と同様にして蛍光染料含有エポキシ樹脂を供試体全体に含浸させ、蛍光顕微鏡を用いてひびわれと繊維の交点付近のマトリックスの破壊状況の観察を行った。

(4) 鋼繊維補強モルタルの曲げ強度

JIS R 5201にしたがってモルタルを練り混ぜた後、鋼繊維を30秒間にわたって投入し、さらに30秒間練り混ぜた後鋼繊維補強モルタル供試体（ $4 \times 4 \times 16$ cm）を作製した。長さ3mmの炭素繊維をマトリックスに混入する場合は、砂およびセメントと同時に炭素繊維を投入してモルタルの練り混ぜを行った。作製された供試体は28日間水中養生後、中央集中載荷による曲げ試験を行い荷重-たわみ曲線を記録した。また、マトリックス自身の強度特性を知るために、鋼繊維を混入していない供試体（ $\phi 5 \times 10$ cm,  $4 \times 4 \times 16$ cm,  $4 \times 4 \times 30$ cm）を作製し、割裂引張強度試験、圧縮強度試験、曲げ強度試験、およびRILEMの方法<sup>9)</sup>に基づいた切欠きはりの3点曲げ試験（スパン長さ：24cm）を行い、マトリックスの強度と破

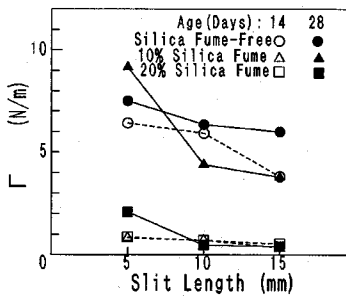


Fig. 6 Fracture toughness for the interfacial zone in the cement paste specimen with and without silica fume

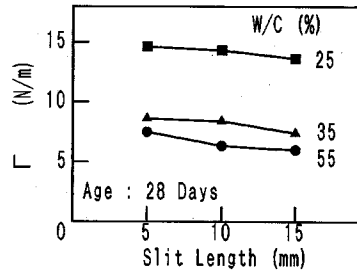


Fig. 7 Fracture toughness for the steel fiber-cement paste interfacial zone at various water : cement ratios

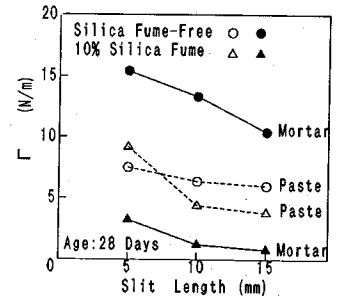


Fig. 8 Comparison of fracture toughness between the steel fiber-cement paste and mortar interfacial zone

壊エネルギーを求めた。

### 3. 結果および考察

#### (1) 鋼繊維—セメント系マトリックス界面領域の破壊靱性

##### a) シリカフュームの混入および水セメント比の破壊靱性に及ぼす影響

Fig. 6 にシリカフュームの混入の有無による鋼繊維—セメントペースト界面領域の破壊靱性の相違を示す。切欠き長さの増大とともに界面領域の破壊靱性は低下する。このことは、正味の繊維の埋め込み長さをリガメントと見なすならば、モード I の破壊の場合と同様に界面領域の破壊靱性はリガメント長さに依存したパラメータであることを示している。材令 14 日においては、シリカフューム混入セメントペースト中の界面領域の破壊靱性は普通セメントペーストよりも著しく低い値を示す。しかし、その後置換率 10% の場合は破壊靱性の増大が認められ、材令 28 日においては普通セメントペーストと同程度の値を示すようになるのに対して、置換率 20% のものでは、材令 28 日においても材令 14 日のものと同程度の低い破壊靱性を示す。

Fig. 7 は普通セメントペーストマトリックスの水セメント比の変化が界面領域の破壊靱性に及ぼす影響を示したものである。水セメント比の低下にともない界面領域の破壊靱性値は増大し、特に水セメント比が 25% の場合は水セメント比 55% の場合の約 2 倍の値を示す。

一般に、繊維とマトリックス間の界面領域の組織は bulk セメントペースト相よりも多孔質であり、これはセメントがまた固まらない状態におけるブリーディングの発生および繊維表面の水膜の形成、さらに平均粒子径が数  $10\mu\text{m}$  のセメント粒子ではこの領域を効果的に充填できないためであるとされている<sup>6)</sup>。シリカフュームの混入はブリーディングを減少させ、またシリカフュームは粒子径がセメント粒子よりも 2 オーダー程度小さいことから、セメント粒子では充填できないような空隙を充

填することが可能である。一方、水セメント比の低減によってもブリーディングが軽減され界面領域は緻密化される。実際、著者らはいずれの場合も bulk セメントペーストより硬度の低い界面領域は、シリカフュームの添加および水セメント比の低減によってより緻密な組織となることを微小硬度測定により明らかにしている<sup>6,9)</sup>。しかし、そのような緻密な界面領域の形成にもかかわらず、Fig. 6 に示すようにシリカフュームの混入により界面領域の破壊靱性は低下している。この結果より、緻密な界面領域の形成が必ずしも破壊靱性を増大させるとは限らないことが分かる。また、いずれにおいても界面領域は緻密化されるが、シリカフュームの混入と水セメント比の低減により形成される緻密な界面領域の微視的構造は相違し、その結果、両者間で界面ひびわれの進展過程も異なったものになると考えられる。

##### b) 細骨材の混入が界面領域の破壊靱性に及ぼす影響

Fig. 8 はマトリックスとしてモルタルを使用した場合の界面領域の破壊靱性をセメントペーストの場合と比較して示したものである。普通モルタルマトリックスの場合はセメントペーストの場合よりも大きな破壊靱性値を示すのに対し、シリカフューム混入マトリックスにおいては、モルタルマトリックスの方がセメントペーストマトリックスよりもかなり低い破壊靱性を示す。砂粒子は界面ひびわれの進展を拘束するように作用すると考えられるが、Fig. 8 の結果より、シリカフュームの混入により砂粒子のひびわれの進展に対して果たす役割が変化していることがわかる。

#### (2) 鋼繊維の引き抜け過程の蛍光顕微鏡観察

Photo 1 (a) および (b) は普通セメントペーストから最大引き抜き荷重の 25% および 50% の荷重レベルまで鋼繊維を引き抜いたときの鋼繊維—セメントペースト界面領域の付着破壊の進行過程を示したものである。蛍光顕微鏡観察では、ひびわれや多孔質部分により多くの蛍光染料含有樹脂が侵入することによる蛍光の強度の増

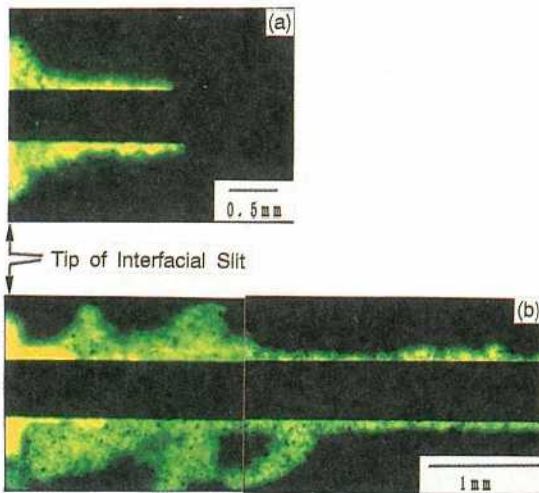


Photo 1 Progressive debonding in the interfacial zone between a vertical steel fiber and the silica fume-free cement paste (a) at a pull-out load of 14.7 N (b) at a pull-out load of 29.4 N

大を利用する<sup>10)</sup>。すなわち、発生する蛍光の強度はその部分のひびわれや微視的破壊の程度の増大とともに大きくなると判断される。

これらの荷重レベルにおける鋼繊維の引き抜き段階では、付着破壊部分と繊維とマトリックスが付着を保持する部分の2つの領域が存在することが理論的に推定されている<sup>11), 12)</sup>。Photo 1より、その両者が存在することが確認できるが、付着破壊は鋼繊維—マトリックス実界面の剝離だけではなく、比較的広範囲の領域の破壊をともなっていることがわかる。引き抜き荷重レベルが25% (引き抜き荷重: 14.7N) では、界面切欠き先端部から約1.5mmにわたって蛍光領域が観察され、その幅は約100 $\mu$ mである。50%の荷重レベル (引き抜き荷重: 29.4 N) では、付着破壊している部分の長さは約4mmであり、蛍光領域の最大幅は約500 $\mu$ mに達する。Photo 2はシリカフェーム混入セメントペーストから50%の荷重レベルまで鋼繊維を引き抜いたときの界面領域を示したものである。Photo 1と同様に、繊維周辺のマトリックスの破壊を示すコーン状の蛍光領域が観察され、その先端は界面切欠き先端から約4mmに達し、さらに前方の界面領域には蛍光領域は観察されなかった。繊維の引き抜き試験において、付着破壊が実際にどの部位からどのように進展していくのかについてはこれまでのところ明らかではないとされてきたが<sup>13)</sup>、Photo 1および2より、繊維の引き抜き試験においては、比較的低い荷重レベルにおいて部分的に付着破壊は発生し、これが繊維の引き抜きとともに徐々に進展していくことがわかる。また、繊維の引き抜きにともなう破壊領域の幅は切欠き先端部で大きく、切欠き先端から離れるにともない狭くな

る傾向が見られる。このことは切欠き先端部の応力集中のために、より広い範囲のマトリックスが破壊されていることを示すものと考えられる。

Photo 1および2にて示された部分的付着破壊を示す蛍光領域の長さはこれまで理論的および実験的に推定されている付着破壊長さよりも短いようである。Stang, Li & Shah<sup>11)</sup>は鋼繊維—マトリックス界面の付着破壊規準に界面の破壊仕事を用いて鋼繊維の引き抜き過程における引き抜き荷重と付着破壊長さの関係を導いている。Bijen & Storoeven<sup>14)</sup>は鋼繊維のかわりに鋼板をコンクリートから引き抜き、そのときの界面の破壊の進行をレーザーホログラフィーにより測定することによって付着破壊長さに関する実験式を提案している。Fig. 9はそれらの提案式より得られる引き抜き荷重レベルと付着破壊長さの関係を示す曲線と蛍光顕微鏡観察により得られたプロットを示したものである。引き抜き荷重が最大引き抜き荷重の50%においては、両提案式とも付着破壊進行長さとして約9mmの長さを与える。これに対して蛍光顕微鏡観察によって得られる付着破壊長さは約4mmである。このような差異を生じた理由として、Stang<sup>11)</sup>のモデルにおける仮定が本実験にて観察された付着破壊の進行過程とは異なることが挙げられる。Stang<sup>11)</sup>のモデル<sup>11)</sup>においては、剛なマトリックスと薄い界面層を仮定し、解放されたひずみエネルギーは界面ひびわれの進展に費やされるとしている。しかし、Photo 1および2に示したように、付着破壊は実界面部分の剝離だけではなく比較的広範囲のマトリックスの破壊をともない、これによってエネルギーが消費される。したがって、Fig. 9において見られる理論式より推定される付着破壊長さと本実験より得られる結果との相違は理論式を導くための仮定が実際の破壊状況と異なるためと考えられる。また、Bijen & Stroeven<sup>14)</sup>の実験は鋼板とコンクリートマトリックスより成る2次元的なモデル供試体における鋼板に沿う付着破壊の進行をレーザーホログラフィーによって観察したものであり、本実験における鋼繊維のマトリックスからの付着破壊過程の観察とはかなり大きく異なる。

Photo 3 (a) および (b) はそれぞれ普通セメントペーストおよびシリカフェーム混入ペーストから変位1mmまで鋼繊維を引き抜いたときの界面の破壊の様子を示したものである。いずれのセメントペーストマトリックスの場合も、繊維の全埋め込み長さにわたって蛍光領域が観察され、埋め込み長さ全体にわたって既に付着破壊が生じている。また、普通セメントペーストとシリカフェーム混入ペーストを比較すると、蛍光領域の幅はシリカフェーム混入の場合の方が狭い。さらに、部分的に付着破壊が進行している場合 (Photo 1) と比較すると、最大引き抜き荷重以後まで継続して引き抜きを行った場



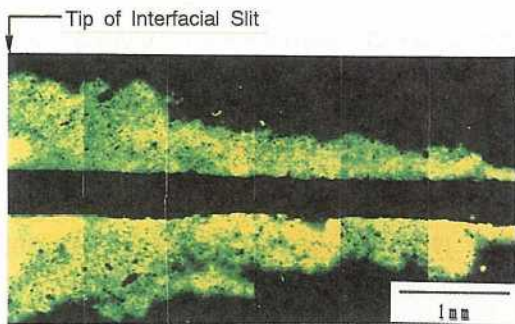


Photo 2 Interfacial zone in the 10% silica fume-bearing cement paste at the pull-out load of half the maximum

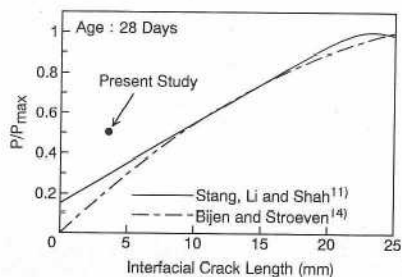


Fig. 9 Comparisons of the debonded length along the interface

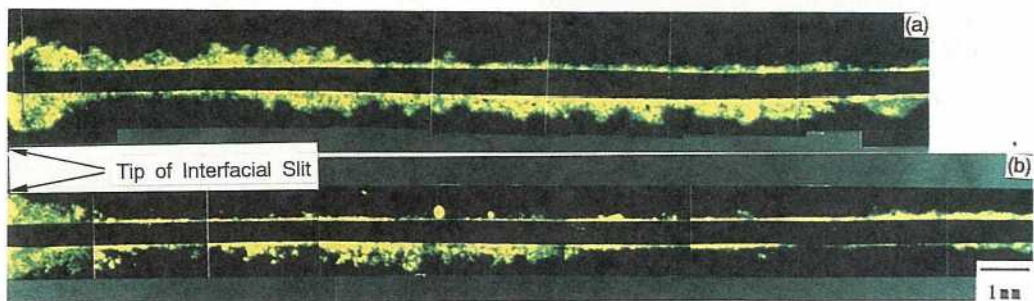


Photo 3 Interfacial zone between a steel fiber and the cement paste matrix after catastrophic debonding (a) silica fume-free (b) 10% silica fume-bearing

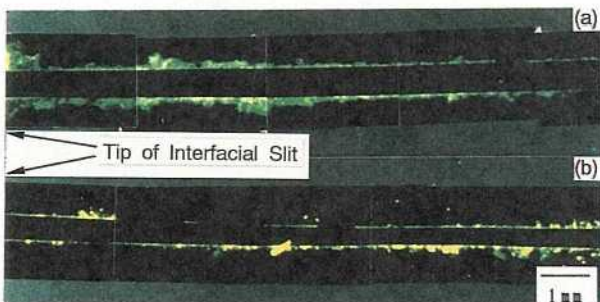


Photo 4 Interfacial zone between a steel fiber and the mortar matrix after catastrophic debonding (a) silica fume-free (b) 10% silica fume-bearing

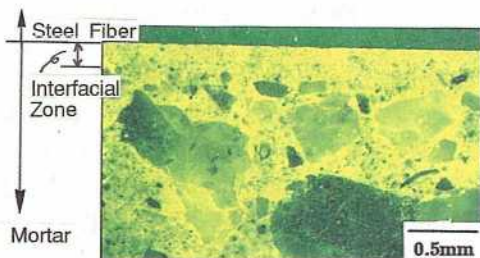


Photo 5 Distribution of fine aggregate particles in the interfacial zone

合 (Photo 3) の方が蛍光領域の幅が大きい。このことはいったん付着破壊を生じた界面はその後の繊維のすべり過程でのマトリックスとの接触摩擦によりマトリックスがさらに崩壊していくことを示している。しかし、シリカフューム混入セメントペーストにおいてはその破壊領域の拡大の程度は普通セメントペーストよりも小さく、繊維の引き抜き過程において損傷を受ける領域はかなり限られたものになるといえる。このように、シリカフュームの混入により破壊領域の大きさが小さくなる傾向はモルタルマトリックスの場合にも認められる (Photo 4)。特に、シリカフューム混入モルタルの破壊領域はシリカフューム混入ペーストのそれより小さく

なっていることが注目される。

### (3) 界面領域の破壊靱性と付着破壊進行過程の特徴との対応

硬化セメントペーストでは、未水和セメント粒子や  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  結晶がひびわれの進展を妨げるように作用すること<sup>15)</sup>、および硬化セメントペースト自身の不均質な微視的構造に起因した微細なひびわれの発生と分岐によってある程度の靱性が発揮されると考えられる<sup>16)</sup>。同一の水セメント比のままシリカフュームを混入した場合は、全細孔量には変化はないが細孔は細分化される。さらに、セメントの水和反応が促進されて未水和セメント粒子が減少するとともに、ポゾラン反応により  $\text{Ca}(\text{OH})_2$

の結晶も減少する。また、ポゾラン反応によりCa(OH)<sub>2</sub>が存在していた部分には、比較的大きな径の細孔が残される<sup>17)</sup>。したがって、シリカフューム混入セメントペースト—鋼繊維の界面領域においては、組織の不均質性に起因した微細なひびわれがあまり発生することもなく、ひびわれの進展を妨げるような粒子も少ない。したがって、この場合、界面ひびわれはあまり多くのひびわれを発生させることなく進展するために、繊維に沿う破壊領域(蛍光領域)の面積は減少し、界面領域の破壊靱性は低下したものと考えられる。一方、水セメント比を低減した場合は、反応生成物自体の表面エネルギーが増大する<sup>18)</sup>とともに全細孔量や最大細孔径が減少する。さらに、未水和セメント粒子やCa(OH)<sub>2</sub>結晶粒子の数も多くなる。このように、水セメント比の低減によってセメントペーストの表面エネルギーが増大し、欠陥寸法は減少する。また、ひびわれの進展を妨げる粒子は増加するために、界面領域の破壊靱性が増大したと考えられる。

骨材粒子はひびわれの進展を妨げるので、一般にセメントペーストよりもモルタルの方が破壊靱性は大きくなる。しかし、Photo 5 に示すように、繊維—モルタルマトリックス界面領域に存在する砂粒子の数は少ない。このことが、シリカフュームを添加したモルタル—鋼繊維界面領域においても、シリカフュームセメントペーストの場合 (Fig. 6) と同様にその破壊靱性が増大しなかったことと関係していると考えられる。しかし、シリカフューム添加モルタルにおける破壊靱性がシリカフューム添加セメントペーストにおけるそれよりも小さくなる原因は不明である。

Table 6 に異なるマトリックスにおいて付着破壊界面に作用する摩擦応力を示す。シリカフュームの混入により摩擦応力は増大する傾向を示している。Photo 3 および 4 より明らかなように、鋼繊維近傍の破壊領域(蛍光領域)がシリカフュームの混入により小さくなるということは、シリカフュームの添加によって繊維の周囲に形成される界面領域のせん断抵抗が増大したことを示すものである。また、実験によって得られる摩擦応力(τ)は繊維周辺のある領域の破壊を生ずるのに要する抵抗力も含めた見かけの応力と考えられる。したがって、シリカフューム含有マトリックス—鋼繊維における付着破壊界面は普通セメントの場合よりもより大きな摩擦応力を発揮できることになると考えられる。

(4) 鋼繊維補強モルタルの高靱性化機構に関する考察

Brandt<sup>19)</sup>によると、繊維補強セメントにおいて1本の鋼繊維が引き抜けるときの全吸収エネルギーは以下の5成分からなるとしている。

- 1) マトリックスから繊維が付着破壊するときの吸収エネルギー

Table 6 Frictional Shear Stress (τ) of the Debonded Interface

Type of matrix	W/C (%)	Silica Fume (%)	Carbon Fiber (%)	τ <sub>c</sub> (MPa)
paste	55	0	0	0.74
paste	35	0	0	0.70
paste	25	0	0	2.37
paste	55	10	0	0.82
paste	55	20	0	2.57
mortar	55	0	0	1.22
mortar	55	10	0	2.44
mortar	55	0	0	0.69
mortar	55	10	0	0.87
mortar	55	0	0.5	1.26
mortar	55	10	0.5	1.26

(values at the interfacial slit length of 15mm)

- 2) 付着破壊後摩擦力に抵抗しながら繊維が引き抜ける過程における消失エネルギー
- 3) ひびわれ面に対して傾いた繊維の曲げによる繊維自身の塑性変形エネルギー
- 4) ひびわれ面に対して傾いた繊維が局所的に周囲のマトリックスを圧縮するときのマトリックスの破壊エネルギー
- 5) 傾いた繊維がマトリックスを圧縮することによる補足的な摩擦力の増加に対応するエネルギー増分  
これらの5成分の内、1) は本実験における界面領域の破壊靱性に対応し、2) は付着破壊界面の摩擦応力(τ)と関係する。

Photo 6 はくさび押し込み試験におけるひびわれと繊維の交点付近の破壊状況を示す蛍光顕微鏡写真である。この写真より、繊維を境にしてひびわれが進行方向と垂直方向にずれること、および繊維に沿って付着破壊が生じていることがわかる。また、ひびわれの開口にともない曲げを受ける繊維がマトリックスを押し付ける部分に局所的な圧壊を示す三角形の蛍光領域が認められる。この三角形の蛍光領域はBrandtのモデルにおけるマトリックスの圧壊に関係したエネルギー成分3)、4) および5) が実際の複合材料中においても存在することを示唆する。このことより、鋼繊維補強モルタルにおいては、モルタルマトリックスの圧縮強度もその靱性に影響をおよぼすと推察される。

(5) 短炭素繊維混入によるモルタルの高靱性化

単一繊維の引き抜き過程で繊維の近傍において破壊されるマトリックスの領域は比較的広範囲である。したがって、繊維近傍の領域の強度および靱性を増大させることによって、鋼繊維の付着強度および引き抜き吸収エネルギーは増大させることができると考えられる。ここでは、第2の繊維として短い炭素繊維をマトリックス中に均一に分散させることによって鋼繊維とモルタルマトリックスの付着特性が改善される可能性について検討する。

Fig. 10 はモルタルマトリックスに短炭素繊維および



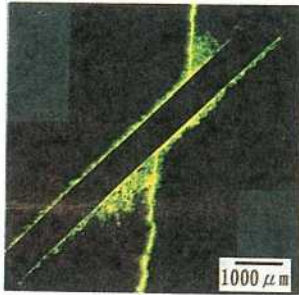


Photo 6 Interaction of an inclined fiber with a crack :  
Yielding of parts of the matrix due to the local compression

シリカフェームを混入した場合における鋼繊維—モルタルマトリックス界面領域の破壊靱性を示したものである。普通モルタルに炭素繊維を混入すると界面領域の破壊靱性値は大きく増大する傾向が認められる。特に、界面切欠き長さが15mmの場合は普通モルタルマトリックスの約2倍の値を示す。また、シリカフェーム混入モルタルにおいても短炭素繊維を混入した場合、シリカフェームの混入によって破壊靱性値は低下しない。

Table 6 にそれらのモルタルマトリックスから鋼繊維を引き抜いたときの付着破壊界面に作用する摩擦応力を示した。短炭素繊維の混入により摩擦応力は著しく増大し、シリカフェームと短炭素繊維を同時に混入した場合もほぼ同程度の摩擦応力を示す。このことより、短炭素繊維をマトリックスに混入することは界面領域の破壊靱性を増大させるだけでなく、付着破壊後の摩擦応力も増大させ、結局、鋼繊維の引き抜き過程における吸収エネルギーを増大させることがわかる。

Table 7 に各モルタルマトリックスの強度および破壊エネルギーを示す。短炭素繊維を混入しただけでは、その繊維混入率が低いことおよび繊維長さが3mmと骨材寸法よりも小さいこと、さらにその炭素繊維がモルタルの練り混ぜ中に破断してさらに短くなることなどにより短炭素繊維の補強効果は小さいようであるが、マトリックス自身の破壊エネルギーは増大する。一方、シリカフェーム混入の効果は主に圧縮強度の増大となって現れ、靱性を増大させる効果はない。しかし、シリカフェームと短炭素繊維の両者を混入すると高い圧縮強度が得られるとともに引張強度や靱性が増大することがわかる。

Fig. 11 は異なるモルタルマトリックスを有する鋼繊維補強モルタルの荷重—たわみ曲線を示したものである。普通モルタルマトリックスの場合 (Fig. 11 (a)), 荷重はマトリックスの初びわれの発生とともに大きく低下するが、その後たわみ0.3mm付近から再び増大していく。しかし、びわれ後の最大耐荷力は初びわれ

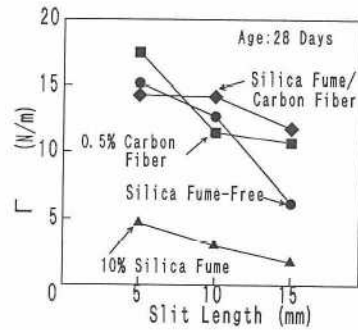


Fig. 10 Fracture toughness for the interfacial zone between a steel fiber and mortar matrix reinforced by carbon fibers

荷重よりは小さい。シリカフェーム混入モルタルマトリックスの場合は (Fig. 11 (b)), 初びわれ後にわずかに荷重の低下を示した後に急激に荷重は増大し、たわみ0.5mm付近において初びわれ荷重よりも大きな耐荷力にいたる。炭素繊維混入モルタルマトリックス (Fig. 11 (c)) では、初びわれ後の荷重低下を生じることなく変形が進行し、ほぼ弾塑性的な挙動を示す。シリカフェームと炭素繊維を併用したモルタルマトリックスの鋼繊維補強モルタル (Fig. 11 (d)) は、いずれの場合よりも大きな初びわれ荷重に達した後、荷重は急激に増大してかなり大きな耐荷力に達し、その後もその耐荷力を保持したまま変形が進行していく。異なるモルタルマトリックス間における荷重—たわみ曲線形状の相違は主に初びわれ後の変形挙動に現れていることから、そのような差異は鋼繊維の引き抜き特性と密接に関係していると考えられる。

シリカフェーム混入モルタルマトリックス—鋼繊維界面領域の破壊靱性は普通モルタルマトリックスの場合よりも小さいことから、シリカフェーム鋼繊維補強モルタルでは鋼繊維が付着破壊するまでに保持できる荷重は小さいことになる。しかし、付着破壊界面に作用する摩擦応力は普通モルタルよりも大きくなるために繊維は荷重の負担に堪えることができ、また、モルタルマトリックスの圧縮強度が大きいためにマトリックスはびわれ幅の小さいうちは鋼繊維近傍におけるマトリックスの圧壊は起こらずに鋼繊維の曲げ変形に抵抗しうる。したがって、シリカフェーム混入鋼繊維補強モルタルでは初びわれにともなう荷重低下が抑制されたと考えられる。短炭素繊維混入マトリックスの場合は、界面領域の破壊靱性値および摩擦応力が普通モルタルの場合に比較して大きいために、繊維—マトリックス間の付着破壊は生じることなくさらに大きな荷重を負担し、マトリックスのびわれは安定に進展することが可能となる。また、マトリックスの初びわれ直後の開口幅の小さなびわれを



Table 7 Mechanical Properties of Several Matrices

Type of Matrix	Strength (MPa)			Fracture Energy (N/m)
	Tens.	Flex.	Comp.	
Control	2.87	7.72	36.2	77.47
10% Silica Fume	3.53	7.03	49.7	71.59
0.5% Carbon Fiber	2.68	6.23	36.6	169.7
Carbon fiber/Silica Fume	4.84	7.47	47.8	189.3

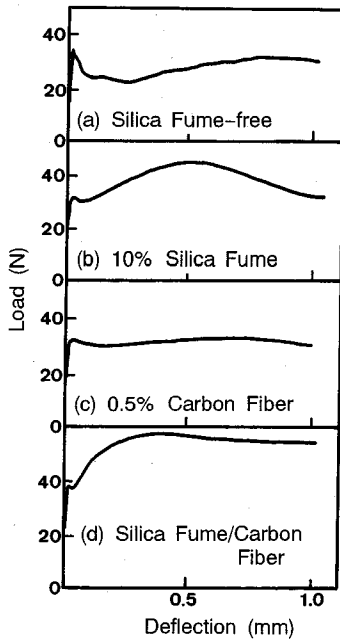


Fig. 11 Load-deflection curves of steel fiber reinforced mortars

炭素繊維が架橋することによって荷重低下が緩やかになる効果も生じる。このため、マトリックスの初ひびわれとともに急激な荷重低下が抑制されたと考えられる。シリカフュームと短炭素繊維をマトリックスに混入した鋼繊維補強モルタルの場合は、界面領域の破壊靱性と摩擦応力の両方の増大により繊維は大きな引き抜き抵抗を発揮し、繊維を引き抜くために必要な荷重が増大する。また、マトリックスの圧縮強度も大きいために Brandt のモデルにおけるエネルギー成分<sup>3), 4)</sup> および<sup>5)</sup> の寄与も大きいと考えられる。さらには、シリカフュームは炭素繊維の分散性および付着強度を改善するために炭素繊維による微細なひびわれに対する架橋効果も顕著となりマトリックスの靱性も増大するようである (Table 6)。その結果、複合材料の強度およびタフネスがともに増大したものと考えられる。このように、繊維補強モルタルの曲げ特性はマトリックスにひびわれが発生した後もマトリックス自体の強度特性の影響も受ける。したがって、高強度高靱性の鋼繊維補強セメント系複合材料を得るためには、繊維—マトリックス界面領

域全体の破壊靱性および付着破壊界面の摩擦抵抗を増大させるとともに、マトリックス自体の圧縮強度の増大も必要であるといえる。

#### 4. まとめ

鋼繊維補強セメントの付着特性を界面領域の破壊靱性と摩擦抵抗により評価し、その付着特性を鋼繊維補強モルタルの繊維架橋による高靱性化機構と関連づけながら検討を行った。その結果、シリカフュームの混入による緻密な界面領域の形成が必ずしも繊維—マトリックス界面領域の破壊靱性の増大をもたらすとは限らないこと、および鋼繊維の引き抜き過程において比較的広範囲の領域が破壊され、付着破壊は単なる繊維—実界面間のせん断破壊による剥離の進行ではないことが明らかになった。シリカフュームと短炭素繊維をマトリックスに均一に分散させることによりマトリックスの強度および靱性を増大させると界面領域の破壊靱性や摩擦抵抗も増大し、そのことが鋼繊維補強モルタルの強度および靱性の増大につながることを示した。本研究により得られたその他の主な結果は以下のとおりである。

- (1) 鋼繊維—セメントペーストマトリックス界面領域の破壊靱性は界面領域の細孔径分布と未水和セメント粒子および  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  結晶の存在と関係すると考えられる。
- (2) マトリックスの水セメント比の低減により鋼繊維—マトリックス界面領域の破壊靱性は増大する。
- (3) 付着破壊の進展は界面領域だけではなく、bulkセメントペースト相までを含めた広範囲の領域の強度や靱性に影響される。
- (4) 鋼繊維の付着破壊は比較的低い引き抜き荷重にて部分的に発生しそれが徐々に進展していく。
- (5) シリカフュームの混入により、鋼繊維の引き抜き過程において破壊される領域の幅は小さくなり、このことは界面領域の破壊靱性の低下および付着破壊界面の摩擦抵抗の増大と関係するようである。

謝辞 本研究をまとめるにあたり、指導、助言を賜りました京都大学藤井學教授、同宮川豊章助教授に謝意を表します。また、本研究の一部に対して土木学会吉田研究奨励金および文部省科学研究費補助金 (試験研究 B) (研究代表者: 川村満紀) の交付を受けた。ここに記して謝意を表します。

#### 参考文献

- 1) 魚本健人・小林一輔・西村次男: 鋼繊維補強コンクリートの曲げタフネス評価法, 生産研究, Vol. 34, No. 12, pp. 522-525, 1982.
- 2) 三瀬貞・真嶋光保・宮武英次: 各種繊維補強コンクリートの比較試験, コンクリート工学年次講演会論文集, pp.

- 321-324, 1984.
- 3) Morrison, J. K., Shah, S. P. and Jenq, Y-S : Analysis of fiber debonding and pullout in composites, *Journal of Engineering Mechanics*, ASCE, Vol. 114, No. 2, pp. 277-294, 1988.
  - 4) Kawamura, M. and Igarashi, S. : Fracture toughness for the steel fiber-cement paste interfacial zone, *Journal of Materials in Civil Engineering*, ASCE, Vol. 4, No. 3, pp. 227-239, 1992.
  - 5) Bentur, A., Gray, R. J. and Mindess, S. : Cracking and pull-out processes in fiber reinforced cementitious materials, *Developments in Fiber Reinforced Cement and Concrete*, RILEM Symposium, Vol. 2, pp. 393-399, 1986.
  - 6) Mandel, J. A. and Said, S. : Effect of the addition of an acrylic polymer on the mechanical properties of mortar, *ACI Materials Journal*, Vol. 87, No. 1, pp. 54-61, 1990.
  - 7) Bentur, A. and Cohen, M. D. : Effect of condensed silica fume on the microstructure of the interfacial zone in Portland cement mortars, *Journal of American Ceramic Society*, 70 [10], pp. 738-743, 1987.
  - 8) RILEM Draft Recommendation : Determination of the fracture energy of mortar and concrete by means of three-point bend tests on notched beams, *Materials and Structures*, Vol. 18, pp. 285-290, 1985.
  - 9) Igarashi, S. and Kawamura, K. : Effects of the addition of silica fume and fine aggregate on the fracture toughness for the steel fiber-matrix interfacial zone, *Fracture Processes in Concrete, Rock and Ceramics*, Proc. of the Intl. RILEM/ESIS Conference, Vol. 1, pp. 307-316, 1991.
  - 10) Jensen, A. D. et al : Petrographic analysis of concrete, Danish Building Export Council
  - 11) Stang, H., Li, Z. and Shah, S. P. : Pull-out problem : Stress versus fracture mechanical approach, ASCE *Journal of Engineering Mechanics*, Vol. 116, No. 10, pp. 2136-2150, 1990.
  - 12) Gray, R. J. : Analysis of the effect of embedded fiber length on fiber debonding and pull-out from an elastic matrix, Part 1 : Review of theories, *Journal of Materials Science*, Vol. 19, pp. 861-870, 1984.
  - 13) General Discussion, *Toughening Mechanisms in Quasi-Brittle Materials* (ed. Shah, S. P.), Kluwer Academic Publishers, pp. 534-537, 1990.
  - 14) Bijen, J. and Stroeven, P. : Holographic interferometry study of debonding between steel and concrete, *Research in Civil Engineering Materials*, Annual Report 1988, Delft University of Technology, pp. 19-24, 1988.
  - 15) Berger, R. I. : Calcium hydroxide : Its role in the fracture of tricalcium silicate paste, *Science*, Vol. 175, pp. 626-629, 1971.
  - 16) Struble, L. J., Stutzman, P. E. and Fuller, E. R. : Microstructural aspects of the fracture of hardened cement paste, *Journal of the American Ceramic Society*, Vol. 72, No. 12, pp. 2295-2299, 1989.
  - 17) Cheng-Yi, H. and Feldman, R. F. : Influence of silica fume on the microstructural development in cement mortars, *Cement and Concrete Research*, Vol. 15, pp. 285-294, 1985.
  - 18) Mindess, S. : Relationships between strength and microstructure for cement-based materials : An overview, *Very High Strength Cement-Based Materials* (ed. Young, J. F.), Proc. MRS Symp., Vol. 42, pp. 53-68, 1985.
  - 19) Brandt, A. M. : On the optimization of the fiber orientation in cement based composite materials, *Fiber Reinforced Concrete* (ed. Hoff, G. C.), ACI SP-81, ACI, pp. 267-285, 1984.

(1993.12.21 受付)

## FRACTURE PROCESS OF THE INTERFACIAL ZONE BETWEEN A STEEL FIBER AND CEMENTITIOUS MATRIX IN RELATION TO THE TOUGHNESS OF STEEL FIBER REINFORCED MORTARS

Shin-ichi IGARASHI and Mitsunori KAWAMURA

The fracture toughness for the interfacial zone between a steel fiber and cementitious matrix was experimentally obtained by applying a compliance method to the single fiber pull-out test. Effects of the addition of silica fume and sand grains, and water : cement ratio on the fracture toughness were discussed relating them to characteristics of the fracture process revealed by the fluorescence microscope. Interfacial fractures under the pull-out loading were not a simple shear failure along the real interface. Local failures of the extended regions around a steel fiber were accompanied in the fracture process. The decrease in fracture toughness due to the addition of silica fume can be related to less microcracking in the interfacial zone and less tortuous extension of the interfacial cracks. In order to increase the fracture toughness for the interfacial zone, a small amount of carbon fiber was incorporated into the matrix. The addition of short carbon fibers was effective to improve the fracture toughness and the frictional stress in the interfacial zone. Steel fiber reinforced mortar with the matrix containing silica fume and short carbon fibers exhibited greater M. O. R. and toughness.