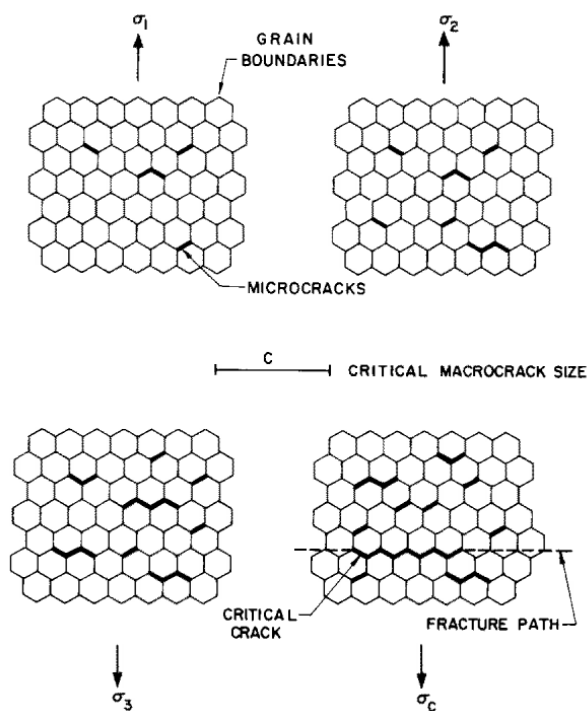


گسترش ترک در سرامیک ها اغلب در حین باربرداری از شرایط تحت فشار مشاهده می شود [۹، ۱۰]. این رفتار به ایجاد تنش های پسماند ناشی از لغزش غیر برگشت پذیر بین صفحات سرامیکی و فلزی تحت بار [۹] یا اعمال فشار و ایجاد مانع بر سر راه ترک ناشی از لغزش مربوط می شود. این پدیده در دسته ی اثرات خستگی قرار می گیرد. با این حال، مستندات زیادی در رابطه با تجمع خسارت ناشی از خستگی تحت شرایط فشاری در دسترس نیست و امکان آنالیز مد خستگی در این مقطع زمانی وجود ندارد.

۳- مکانیزم های خستگی

مکانیزم های خستگی پیشنهادی برای سرامیک ها به ساختار ترک در میکروساختار ماده بستگی دارد. در سرامیک های پلی کریستالی ریزدانه، زمانی که طول ترک از قطر دانه تجاوز کند، وضعیت بحرانی برای شکست به وجود می آید. لذا مکانیزم های خستگی مربوط به رشد ماکروترک ها در این مواد از اهمیت بالایی برخوردارند. در مقابل، شکست در مواد درشت دانه شامل تشکیل و به هم پیوستن میکروترک های واقع در مرزدانه است [۲۰، ۲۱] (شکل ۷): فرایندی که از تنش های پسماند کششی موضعی در مرزدانه نشأت می گیرد (که در اثر انیزوتروپی انقباض به وجود می آیند [۲۲]). مکانیزم های خستگی مربوط به رشد یا به هم پیوستن میکروترک ها، مرتبط ترین مکانیزم ها در سرامیک های درشت دانه محسوب می شوند.



شکل ۷- ترتیب شکست از طریق تشکیل و به هم پیوستن میکروترک ها

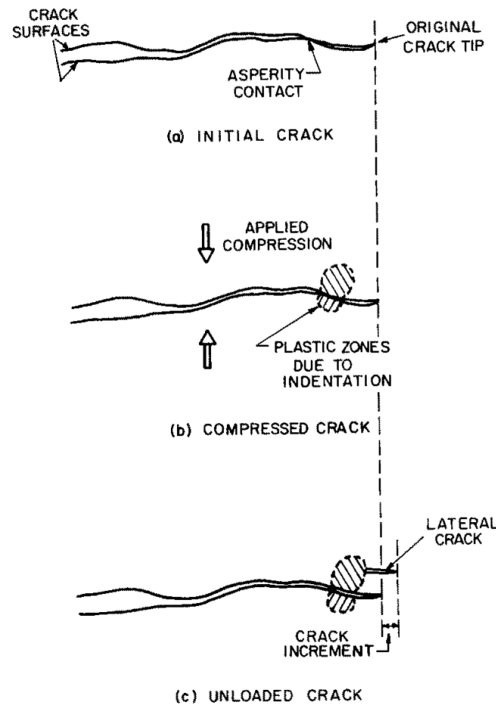
مکانیزم های خستگی مورد مطالعه در آنالیزهای پیشین شامل پلاستیسیته ی موضعی و وارونسازی همزمان تنش است که در حین بارگذاری رخ می دهد. مثالی از این پدیده در سرامیک ها، شکست توسط فرورونده است [۱۱، ۲۳]. با این حال، پلاستیسیته ی رأس ترک در بیشتر سرامیک ها رخ نمی دهد [۵]. در تست خستگی سرامیک ها، مدهای پلاستیسیته ی مختلف در قالب تست فرو روندگی در برجستگی های سطح ترک یا تغییر شکل فاز ثانویه ی فلزی مورد بررسی قرار می گیرد.

۳-۱- خستگی کششی / فشاری

(الف) مکانیزم های خستگی ماکرو ترک ها: ابتدا اثرات احتمالی پلاستیسیته مورد توجه قرار می گیرند. پلاستیسیته در سرامیک های پلی کریستالی تک فازی در برجستگی های سطح ترک به وجود می آید. این در حالی است که یک ماکرو ترک در معرض فشار عمودی قرار می گیرد (شکل ۸). به خاطر جابجایی نسبی که در اثر آزادسازی تنش پسماند حاصل از انیزوتروپی انقباضی رخ می دهد، برجستگی های در حال تماس روی سطوح ترک تشکیل می شوند. تنش های بزرگ تر در محل تماس برجستگی ها و تحت بار فشاری اعمالی به وجود می آیند: تنش هایی که از سختی (H) ماده تجاوز می کنند. پلاستیسیته حاصل می تواند منجر به تشکیل ترک های جانبی در حین باربرداری شود. طول این ترک ها برای عبور از جبهه ی ترک در نیم سیکل فشاری مناسب است (شکل ۸). برای بررسی اعتبار مکانیزم، رابطه ی مربوط به طول ترک جانبی (c) را در نظر بگیرید [۱۱]:

$$(c/a)^2 = \frac{(HE^2)^{1/6} \sqrt{a}}{K_c}, \quad (12)$$

که E مدول یانگ، a شعاع تماسی و K_c چقرمگی شکست هستند. با قرار دادن شعاع تماس برجستگی ۲ میکرون و استفاده از ویژگی های آلومینا ($E \sim 420 \text{ Gpa}$, $H \sim 20 \text{ Gpa}$, $K_c \sim 4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), طول ترک جانبی حدود ۶ میکرون به دست می آید. اگر برجستگی با این ابعاد در فاصله ی کمتر از ۴ میکرونی از نوک ترک ایجاد گردد، گسترش ترک اتفاق خواهد افتاد. با این حال، این پدیده در سطح شکست به صورت فرورفتگی پلاستیک و ایجاد ترک شعاعی در محل برجستگی ظاهر می گردد. چنین پدیده ای پیش از ایجاد این مد رشد ترک خستگی باید مشاهده گردد.



شکل ۸- تشکیل ترک جانبی در محل برجستگی سطح ترک: (a) ترک داخلی، (b) ترک تحت فشار، (c) ترک باربرداری شده

نقش برجستگی های سطح ترک به تأثیر آنها روی بسته شدن سطوح ترک در حین باربرداری و اعمال بار فشاری در سیکل بعدی مربوط می شود (شکل ۹). برجستگی ها می توانند باعث حفظ جابجایی دهانه‌ی ترک در حین سیکل کشش- فشاری نسبتاً بزرگ شوند. اگر در بار کششی ماکزیمم، دهانه‌ی ترک توسط برجستگی های نزدیک به رأس ترک ثابت بماند؛ دهانه‌ی ترک $2h$ در آن برجستگی توسط رابطه‌ی زیر به فاکتور شدن تنش در نیم سیکل کششی مربوط خواهد شد [۲۴]:

$$\hat{K} = \frac{\sqrt{2\pi\mu h}}{(1-2\nu)\sqrt{r}}, \quad (13)$$

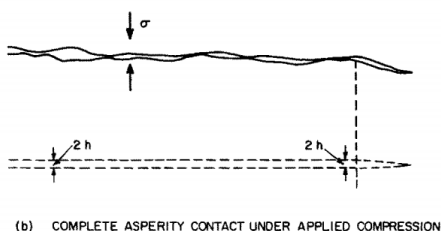
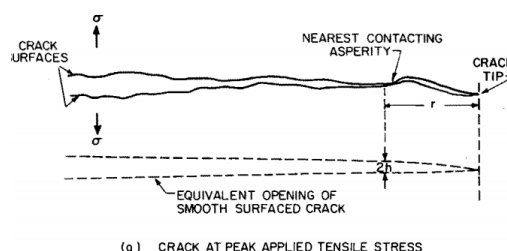
که μ مدول برشی، ν نسبت پواسون و r فاصله‌ی برجستگی از رأس ترک است (شکل ۹). بزرگی فاکتور شدت تنش با حذف بار و با فشاری شدن آن، تغییر می کند. اگر برجستگی ها تحت تغییرشکل پلاستیک قرار نگیرند، کمترین میزان بسته شدن برابر با $2h$ خواهد بود (شکل ۹). فاکتور شدت تنش K برای ترک جدا از ناحیه‌ی ضخامت یکنواخت $2h$ از رابطه‌ی زیر به دست می آید [۲۵]:

$$K^c = \left[\frac{2}{\pi(1-\nu)} \right] \frac{\sqrt{2\pi\mu h}}{\sqrt{r}}. \quad (14)$$

این مقدار K نشانگر حد بالایی فاکتور شدت تنش است که در نیم سیکل فشاری به دست می آید. مقایسه‌ی معادلات ۱۳ و ۱۴ نشان می دهد که:

$$\hat{K}/K^c = \pi(1-\nu)/2(1-2\nu). \quad (15)$$

لذا فاکتور شدت تنش در نیم سیکل فشاری تا $0.5K$ کاهش می یابد. در نتیجه، برجستگی ها نمی توانند منشأ مکانیزم خستگی باشند. با این حال، لازم به ذکر است که حفظ K بزرگ در کل سیکل منجر به برهم خوردن شرایط شبه پایدار و روابط سیکلی (مانند رابطه‌ی ۸) می شود. نتایج تجربی بر اساس این روابط تفسیر می شوند و اطلاعات نادرستی در رابطه با اثر خستگی ارائه می دهند. بررسی اثر فرکانس [۱۴] روش مرتبط تری برای تشخیص خستگی محسوب می گردد.



شکل ۹- محدودیت در بسته شدن ترک که توسط برجستگی های آن اعمال می شود: (a) ترک تحت تنش کششی ماکزیمم، (b) تماس برجستگی های ترک تحت نیروی فشاری

(ب) مکانیزم خستگی میکروتُرک ها: سرامیک های ترد بیشتر مستعد خستگی هستند. سرامیک های درشت دانه‌ی انیزوتروپ که با تشکیل میکروتُرک ها و به هم پیوستن آنها دچار شکست می شوند، مستعد خستگی میکروساختاری هستند. مثالی از این مورد در زیر ارائه شده است. میکروساختار شکل ۱۰ را در نظر بگیرید که در آن میکرو ترک مرز دانه یکی از اجزای لازم برای شکست در شکل ۷ است. خستگی زمانی به وقوع می پیوندد که این مرزها به سمت تنش اعمالی شیب داشته باشند. یک مرز شیب دار حاوی میکروتُرک را در نظر بگیرید که در نیم سیکل کششی تا طول $2a$ اشاعه یافته است. مسیر اشاعه‌ی بعدی آن به سمت جهت تنش اعمالی منحرف شده است (شکل ۱۰). گسترش ترک تحت تأثیر فاکتور شدت تنش مربوط به ترک پیچی قرار دارد [۲۶] (شکل ۱۱). این فاکتور شدت تنش از رابطه‌ی زیر به دست می آید که K_I^m و K_{II}^m به ترتیب فاکتور شدت تنش ترک اصلی مد I و II هستند و k ضریب وابسته به زاویه‌ی کینک α است (شکل ۱۱).

$$\begin{aligned} K_I &= \kappa_{11}(\alpha)K_I^m + \kappa_{12}(\alpha)K_{II}^m, \\ K_{II} &= \kappa_{21}(\alpha)K_I^m + \kappa_{22}(\alpha)K_{II}^m, \end{aligned} \quad (16)$$

اشاعه‌ی ترک تحت تأثیر نرخ آزاد شدن انرژی کرنشی قرار دارد [۲۷]:

$$K^2 \approx K_I^2 + K_{II}^2. \quad (17)$$

فاکتور شدت تنش K^m جزء وابسته به تنش پسماند (ناشی از اختلاف انقباض حرارتی) و تنش کششی دارد [۲۲]. لذا، در نیم سیکل کششی، فاکتور شدت تنش از رابطه‌ی ۱۶ و ۱۷ به دست می آید:

$$\begin{aligned} \frac{K^2}{\pi a} &= \kappa_{11}(\alpha)[(\sigma^R + \sigma_{\infty}^T \cos^2 \theta) + \kappa_{12}(\alpha)(\pm \tau^R + \sigma_{\infty} \sin \theta \cos \theta)]^2 \\ &+ \kappa_{21}(\alpha)[(\sigma^R + \sigma_{\infty}^T \cos^2 \theta) + \kappa_{22}(\alpha)(\pm \tau^R + \sigma_{\infty}^T \sin \theta \cos \theta)]^2, \end{aligned} \quad (18)$$

که σ^R و τ^R تنش های پسماند عمودی و برشی و θ زاویه‌ی شیب صفحه‌ی ترک عمود بر تنش کششی اعمالی هستند. فاکتور شدت تنش مربوطه در نیم سیکل فشاری به صورت زیر است:

$$\begin{aligned} \frac{K^2}{\pi a} &= [\kappa_{11}(\alpha)(\sigma^R - \sigma_{\infty}^c \cos^2 \theta) + \kappa_{12}(\alpha)(\pm \tau^R - \sigma_{\infty}^c \sin \theta \cos \theta)]^2 \\ &+ [\kappa_{21}(\alpha)(\sigma^R - \sigma_{\infty}^c \cos^2 \theta) + \kappa_{22}(\alpha)(\pm \tau^R - \sigma_{\infty}^c \sin \theta \cos \theta)]^2, \end{aligned} \quad (19)$$

که σ_{∞}^c تنش فشاری اعمالی است. این رابطه برای $\sigma_{\infty}^c > \sigma^R$ صادق است؛ یعنی زمانی که دهانه‌ی ترک محدود ثابت مانده و اصطکاک سطح ترک، شدت تنش را خنثی نمی کند [۲۸]. تنش پسماند در سرامیک ها بسیار بزرگ است [۲۲]. بررسی معادله‌ی ۱۸ و ۱۹ نشان می دهد که به خاطر منفی بودن $\kappa_{12}(\alpha)$ (شکل ۱۱)، K در سیکل فشاری از تنش کششی تجاوز می کند. لذا لازمه‌ی وقوع پدیده‌ی خستگی فراهم می شود. موانع حرکت پیوسته‌ی ترک ها تحت تنش کششی اعمالی در سیکل اعمال فشار از بین رفته و به رشد آن تحت شرایط کشش/ فشار ترکیبی کمک می کند. بزرگی خستگی به مقادیر σ_{∞}^c ، σ^R ، θ و α بستگی دارد. در حقیقت خستگی زمانی به وجود می آید که این پارامترهای کنترل کننده در محدوده‌ی مشخصی قرار بگیرند. شرایط خستگی کلی در شکل ۱۰b نشان داده شده است. در این شرایط، تنش کششی اعمالی بیشتر از تنش برشی پسماند شده و تمایل به بستن ترک در ناحیه‌ی کینک دارد. به طور مثال، اگر $\alpha = 45^\circ = \theta$ باشد، جزء مد I در K به صورت زیر در می آید:

$$K_I^T = 0.8\sigma^R - \tau^R - 0.1\sigma_{\infty}^T \quad (20)$$

و لذا برای K_I منفی بوده و انتظار می رود دهانه‌ی ترک بسته شود. در نتیجه، اصطکاک سطح ترک مانع از توسعه‌ی شدت تنش مد II و اشاعه‌ی ترک می گردد. با این حال، فاکتور شدت تنش معادل در حالت فشار به صورت زیر خواهد بود:

$$K_I^c = 0.8\sigma^R - \tau^R + 0.1\sigma_z^c \quad (21)$$

لذا، شرایطی که در آن K_I مثبت باشد (که منجر به باز ماندن ترک محدود می گردد) قابل دستیابی است و انتظار می رود که اشاعه‌ی ترک در ترکیبی از K_I و K_{II} رخ دهد. شرایطی که در آن، ترک فقط تحت بار فشاری و نه بار کششی اشاعه می یابد به شرح زیر است: $\tau^R = 0.8\sigma^R$ و $\sigma_z^{T,c} = \sigma^R$. در این شرایط، فاکتور شدت تنش تحت فشار به صورت زیر:

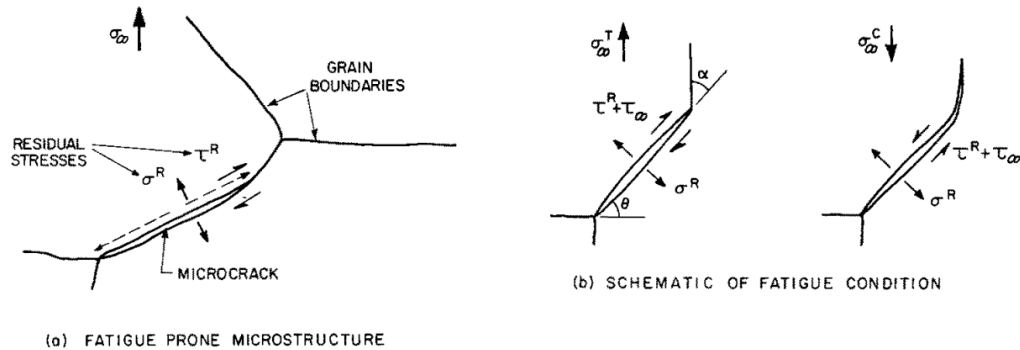
$$K^c \sim 0.37\sigma_z^c\sqrt{\pi a} \quad (22)$$

و فاکتور شدت تنش ترک اصلی در حین کشش به صورت زیر خواهد بود:

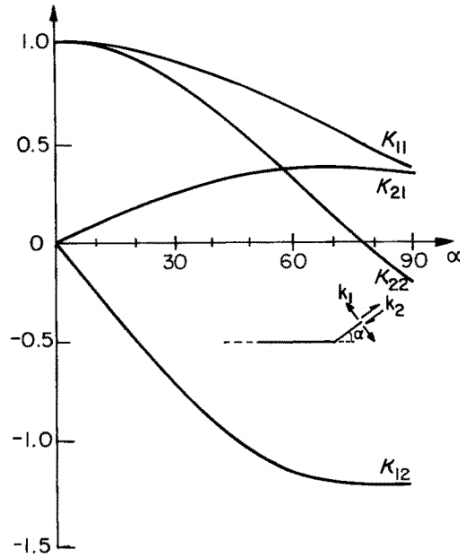
$$K^T = 0.71\sigma_z^T\sqrt{\pi a} \quad (23)$$

درست پس از کینک، K^T مؤثر به صفر می رسد.

مد خستگی میکروساختاری از مطالعات [۱۸] Guiu نتیجه گیری شد. وی روی آلومینای درشت دانه مطالعه کرد که توسط فرایند تشکیل میکروترک و به هم پیوستن آنها دچار شکست گردید [۲۰].



شکل ۱۰- فرایند اشاعه‌ی میکروترک که منجر به اثر خستگی می گردد: (a) میکروساختار مستعد خستگی، (b) شماتیک شرایط خستگی



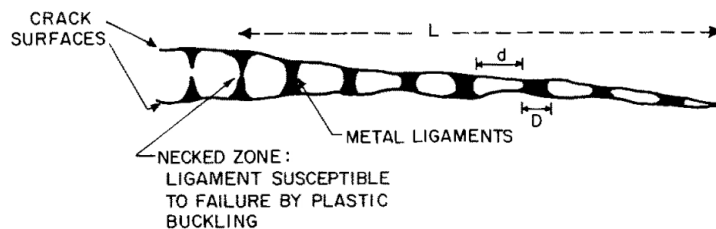
شکل ۱۱- پارامترهای فاکتور شدت تنش مربوط به ترک پیچی (کینک دار)

۳-۲- خستگی در سیستم سرامیک / فلز

وجود جزء فلزی در سرامیک ها (به عنوان فاز پیوسته)، پتانسیل وقوع خستگی در ماده را فراهم می آورد. در صورت وجود فاز فلزی پیوسته، ترک باید با آن روبرو گردد. لذا، به خاطر چقرمگی بالای فلز، انتظار می رود که لیگامنت های فلزی در پشت جبهه ی ترک باقی بمانند [۲۹] (شکل ۱۲). شکست نرم لیگامنت های فلزی منجر به ایجاد دیمپل های داکتیل (نرم) در سطح شکست فاز فلزی می شود [۳۰] که در مطالعات سطح شکست Luychx نیز مشخص شد [۳۱]. این لیگامنت ها نیروهایی را در راستای بسته شدن ترک به آن وارد می کنند که منشأ اصلی چقرمگی این مواد به شمار می رود. با در نظر گرفتن لیگامنت ها به عنوان ناحیه ی داگدال، چقرمگی به استحکام سیلان فاز فلزی (σ_y) وابسته خواهد بود:

$$K_c = K_0 + \frac{\sigma_y}{(1+d/D)^2} \sqrt{\frac{\pi L}{2}} \quad (24)$$

که K_0 چقرمگی ذاتی جزء سرامیکی یا فصل مشترک سرامیک/ فلز (محل ترجیحی اشاعه ی ترک)، d جدایش بین لیگامنت ها، D قطر لیگامنت و L طول ناحیه ی لیگامنت است. با جایگذاری پارامترهای مربوط به WC/12% Co ($K_c \sim 16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $K_0 \sim 4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$)، اندازه ی ناحیه ی لیگامنت ۲۰ میکرون به دست می آید. این مقدار با مشاهدات مربوط به فاصله از رأس ترک سازگاری دارد [۲۳].



شکل ۱۲- لیگامنت های پلاستیک که منجر به بسته شدن ترک در سیستم سرامیک/ فلزی می شوند.

لیگامنت های واقع در محیط ناحیه در معرض کرنش پلاستیک شدید قرار دارند و انتظار می رود که گلوبی نشان دهند (شکل ۱۲). لذا، زمانی که نیروی اعمالی کاهش یافته و جدایش سطوح ترک کمتر گردد، احتمال بشکاف شدن و شکست لیگامنت های محیطی وجود دارد. عرض مؤثر ناحیه لیگامنت و نیروی بسته شدن دهانه ی ترک به میزان ΔL کاهش می یابند. با اعمال تنش بیشتر، فاکتور شدت تنش مربوط به اشاعه ی ترک به صورت زیر تبدیل می شود:

$$K = K_{\infty} - \frac{\sigma_y}{(1 + d/D)^2} \sqrt{\frac{\pi(L - \Delta L)}{2}}, \quad (25)$$

که K_{∞} فاکتور شدت تنش اعمالی ($K_{\infty} = \sigma_{\infty} T \sqrt{\pi a}$) است. اگر K از چقرمگی ذاتی K_0 زمینه بیشتر باشد، ترک در سیکل کششی اشاعه یافته و فرایند خستگی مشاهده خواهد شد. تحت این شرایط، معادلات ۲۴ و ۲۵ نشان می دهند که خستگی زمانی به وقوع می پیوندد که $K^* > K_{\infty}$ باشد که:

$$K^* = K_c - (K_c - K_0)(\Delta L/2L). \quad (26)$$

رشد ترک Δa که در صورت تجاوز فاکتور شدت تنش ماکزیمم K از K^* اتفاق می افتد به صورت زیر تعریف می شود:

$$\frac{\Delta a}{L} = \frac{\Delta L}{L} + \left(\frac{K - K_0}{K_c - K_0} \right)^2 - 1. \quad (27)$$

Δl ناحیه ی شکست لیگامنت به k_{\min} و خواص فیزیکی فاز فلزی بستگی دارد. با این حال از معادله ی ۲۷ مشخص است که رشد ترک در هر سیکل $(\Delta a/\Delta N)$ به پارامترهای آن سیکل و محدوده ی فاکتور شدت تنش ($\Delta K = K^* - K_{\min}$) بستگی دارد.

۴- نتیجه گیری

همانطور که مشاهده شد، نتایج صریحی در زمینه ی خستگی سرامیک ها وجود دارد. در مطالعات دقیق تر مشخص شده است که بیشتر اثراتی که به عنوان خستگی تفسیر شده اند، رشد آهسته ی ترک در اثر شرایط محیطی هستند. یکی از نتایج مهم، نیاز به انجام آزمایش های بیشتر است که شرایط تحریک کننده ی خستگی را مشخص می کند.

مکانیزم های خستگی مربوط به دو مورد پیشنهاد شد و آزمایش ها نیز وقوع خستگی در آنها را کاملاً تأیید می کنند: در شرایط اعمال سیکل کشش/ فشار و در سیستم های سرامیک/ فلز. خسارات خستگی در هر دو مورد به میکروساختار بستگی داشته و روابطی مشابه با $da/dN \propto F(\Delta K)$ به وجود آمدند. آزمایش های تجربی برای مطالعه ی نقش پارامترها لازم هستند.