

В. А. МАРИЧЕВ

О НОВОМ КРИТИЧЕСКОМ КОЭФФИЦИЕНТЕ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ КОРРОЗИОННОМ РАСТРЕСКИВАНИИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

(Представлено академиком Я. М. Колотыркиным 20 VI 1975)

Субкритический рост трещин в высокопрочных сталях в водных растворах связывают главным образом с водородным охрупчиванием^(1, 2). K_{ISCC} рассматривают как критический коэффициент интенсивности напряжения, при достижении которого в металле возможно повышение концентрации водорода до критической, а инкубационный период — как время, необходимое для диффузии водорода в металл⁽²⁾ или для пропикнования его через барьерные окисные пленки в вершине трещины⁽⁴⁾.

Наиболее полную информацию об инкубационном периоде позволяют получить испытания при начальных $K_{II} \approx K_{ISCC}$. На рис. 1 представлены

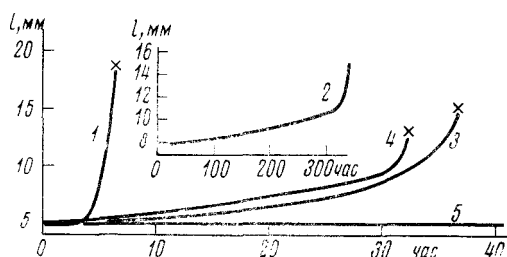


Рис. 1. Зависимость длины трещины от продолжительности испытания на коррозионное растрескивание в 0,005 N растворе хлористого натрия при комнатной температуре высокопрочных сталей: 1 — 30ХГСНА, (RC 49), $K_{II}=35$; 2 — 28ХЗСНМФА, (RC 50), $K_{II}=42$; 3 — 4Х13, (RC 45), $K_{II}=40$; 4 — 30ХГСНА, (RC 43), $K_{II}=60$; 5 — 30ХГСНА, (RC 49), испытания в сухом воздухе, $K_{II}=120 \text{ кг/мм}^{3/2}$

кинетические кривые роста трещин в трех высокопрочных сталях при таких испытаниях. Опыты проводили на образцах $210 \times 25 \times 1,7 \text{ мм}$ с боковой усталостной трещиной при одноосном растяжении; методика подготовки образцов и определения длины трещины описаны в работе⁽⁵⁾. Как видно из этого рисунка, быстрому непрерывно ускоряющемуся росту трещин предшествует длительный период медленного развития трещин. На стали 30ХГСНА он продолжается более двух, а на стали 28ХЗСНМФА более 300 час. (кривые 1 и 2). После отпуска при 400°C кинетика роста трещины в стали 30ХГСНА изменяется: период медленного роста трещины увеличивается, а период быстрого роста практически исчезает (кривая 4). Подобным образом протекает коррозионное растрескивание высокопрочной стали 4Х13 (кривая 3). Субкритический рост трещин при испытании высокопрочных сталей в коррозионно неактивной среде отсутствует (кривая 5).

В работе⁽⁵⁾ было показано, что в течение периода медленного роста трещин достигается некоторый промежуточный коэффициент интенсивности напряжения (обозначим его K_{IHE}) $K_{ISCC} < K_{IHE} < K_{IC}$, при котором скорость роста трещин резко увеличивается. Значение K_{IHE} не зависит от K_{II} для одной и той же стали и возрастает при понижении прочности стали и увеличении содержания в ней хрома. Наличие периода медленного роста трещин, изменение кинетики роста при достижении K_{IHE} , его физический смысл и зависимость от состава и термообработки стали нельзя объяснить

только водородным охрупчиванием. Эти явления могут быть описаны с точки зрения механизма, предложенного в работах ^(6, 7), в соответствии с которым субкритический рост трещин в высокопрочных сталях обусловлен процессами локального анодного растворения, водородного охрупчивания и адсорбционного понижения прочности. Роль каждого из этих процессов определяется свойствами свежесформированной поверхности в вершине растущей трещины, зависящими от условий испытания (состава и термообработки материала, состава и температуры электролита, скорости роста трещины и т. п.).

Используя основные положения работы ⁽⁷⁾, рассмотрим кинетику разрушения трех сталей с различным содержанием хрома при потенциале коррозии и начальных $K_I \approx K_{Isc}$. Будем считать одинаковыми для этих сталей K_{Isc} , K_{Ic} и зависимость критической концентрации водорода от текущих значений K_I . На рис. 2а показаны кривые 1—3 зависимости защитных свойств пленок на металле в вершине трещины от скорости ее роста V . Увеличение содержания хрома в стали отражается повышением защитных свойств пленок: кривая 1 относится к высокохромистой, а кривая 3 — к низкохромистой стали. Поскольку защитные пленки препятствуют электрохимическому выделению водорода в вершине трещины и проникновению его в металл, кривые 4—6 зависимости концентрации водорода у вершины трещины будут расположены антибатно кривым 1—3. Причем для одной и той же скорости роста трещины концентрация водорода в низкохромистой стали (кривая 6) будет выше, чем концентрация водорода в высокохромистой стали (кривая 4). На рис. 2б кроме кривых 4—6 нанесена кривая 7 снижения критической концентрации водорода с ростом K_I . Водородное охрупчивание становится главным механизмом субкритического роста трещин при скоростях роста трещин, соответствующих точкам пересечения кривых 4—6 с кривой 7. Полагая, что кинетика роста трещин по механизму локального анодного растворения является общей для сталей с различным содержанием хрома и приводит к общей зависимости текущих значений K_I от времени (кривая 8, рис. 2в), рассмотрим увеличение K_I от K_{Isc} до K_{Ic} (K_c). Поскольку в процессе испытаний нагрузка на образец не меняется, увеличение K_I отражает рост трещины.

Увеличение K_I и рост трещины в высокохромистой стали протекает в соответствии с кривой 8 до момента времени τ_1 , когда достигается критическая скорость роста трещин и критический K_{IHE} , при которых локальное анодное растворение как основной механизм коррозионного растрескивания сменяется водородным охрупчиванием, приводящим к быстрому росту трещины (кривая 9) и последующему хрупкому разрушению при достижении K_{Ic} (K_c). Подобным образом протекает разрушение сталей с низким

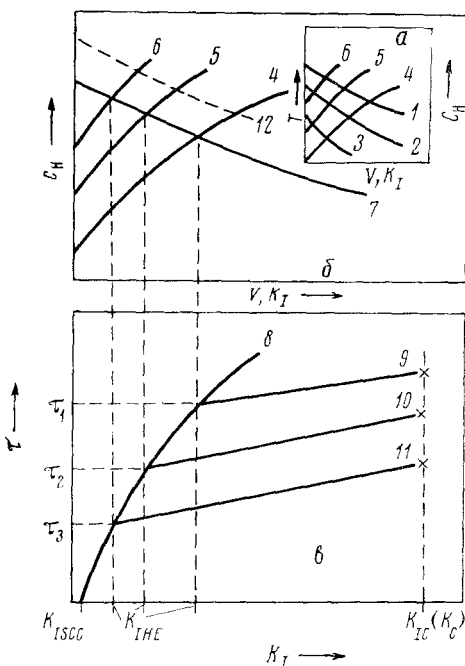


Рис. 2. Зависимость защитных свойств (T) пленки в вершине трещины и концентрации водорода (C_H) в металле у вершины трещины от скорости роста трещины (V) и коэффициента интенсивности напряжения K_I (а и б). Зависимость текущих значений K_I от продолжительности t испытания (в)

(кривые 8 и 11) и средним (кривые 8 и 10) содержанием хрома. Значения K_{IHE} для каждой стали определяются точками пересечения соответствующих кривых 4—6 с кривой 7 на рис. 26.

Таким образом, в процессе субкритического роста трещин при коррозионном растрескивании высокопрочных сталей необходимо различать две стадии: рост трещин по механизму локального анодного растворения, приводящий к увеличению K_I от K_{ISCC} до K_{IHE} , и рост трещин при $K_{IHE} < K_I < K_{IC}$ в результате водородного охрупчивания. Как видно из рис. 26, отношение K_{IHE}/K_{ISCC} для различных сталей неодинаково и увеличивается с ростом содержания хрома. Оно меняется при изменении термической обработки, состава раствора и других условий испытаний, влияющих на кинетику образования защитных пленок в вершине растущей трещины или на критическую концентрацию водорода в стали. Например, при понижении прочности стали возрастает критическая концентрация водорода, что при неизменных электрохимических свойствах стали приводит к увеличению отношения K_{IHE}/K_{ISCC} (см. кривые 4—6 и 12 рис. 26 и кривые 1 и 4 на рис. 1).

Когда K_{IC} достигается в результате субкритического роста трещины по механизму локального анодного растворения, водородное охрупчивание не играет заметной роли и коэффициент K_{IHE} теряет смысл, поскольку $K_{IHE} \geq K_{IC}$. Так растрескиваются стали 4X13 (см. кривую 3 на рис. 1) и ЭП56. Как показано в работе (7), небольшая катодная поляризация не ускоряет рост трещин в этих сталях при изменении исходной скорости роста в широком интервале. Если $K_{ISCC} = K_{IHE}$, то основную роль в механизме субкритического роста трещин играет водородное охрупчивание.

В заключение следует отметить, что использование нового критического коэффициента K_{IHE} позволяет не только разделить роль процессов локального анодного растворения и водородного охрупчивания в механизме коррозионного растрескивания высокопрочных сталей, но и выработать обоснованные позиции для определения мер борьбы с этим явлением. Например, для стали с близкими значениями $K_{ISCC} \approx K_{IHE}$ катодная защита не приемлема и необходима защита от водородного охрупчивания, а для стали с $K_{ISCC} \ll K_{IHE}$ она не столь важна, так как длительное время с момента нагружения рост трещины протекает по механизму локального анодного растворения, и нужно разрабатывать меры, тормозящие анодные процессы в вершине трещины (возможна катодная защита, применение ингибиторов и т. п.).

Институт физической химии
Академии наук СССР
Москва

Поступило
28 IV 1975

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ C. F. Barth, E. A. Steigerwald, A. R. Troiano, Corrosion, v. 25, 353 (1969). ² C. F. Barth, A. R. Troiano, Corrosion, v. 28, 259 (1972). ³ D. L. Dull, L. Roymond, Met. Trans., v. 3, 2943 (1972). ⁴ C. S. Kortovich, E. A. Steigerwald, Eng. Fract. Mech., v. 4, 637 (1972). ⁵ И. Л. Розенфельд, В. А. Маричев, Защита металлов, т. 10, 146 (1974). ⁶ В. А. Маричев, Физ.-хим. мех. матер., т. 10, № 3, 3 (1974). ⁷ В. А. Маричев, ДАН, т. 218, 638 (1974).