

УДК 669.017.16:539.384

КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМ РОСТА ТРЕЩИНЫ В СТАЛИ СО СТРУКТУРОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОГО КОМПОЗИТА

В.Н. ПУСТОВОЙТ, С.А. ГРИШИН, М.В. ЗАЙЦЕВА

(Донской государственный технический университет)

Приведены результаты исследований по изучению поведения трещины в сталях со структурой ферритно-мартенситного композита. Показано, что скорость развития трещины в таких сталях существенно ниже, чем в той же стали со структурой сорбит отпуска. Это обсуждается с позиции особого механизма фронтального движения трещины в композите с прочными волокнами и пластичной матрицей.

Ключевые слова: естественный ферритно-мартенситный композит, кинетика и механизм роста трещины, трещиностойкость.

Введение. Для высоконагруженных строительных и мостовых конструкций, котлов и трубных изделий высокого давления, нефте- и газохранилищ и, особенно, устройств с высокой мощностью локальных соударений (броневой лист) актуальным является применение материалов, обеспечивающих одновременно высокое сопротивление пластической деформации и характеристик сопротивления разрушению. Последнее обусловлено как наличием металлургических дефектов (микротрещины, неметаллические включения), так и образованием трещиноподобных дефектов в процессе эксплуатации.

Целью настоящей работы являлось изучение поведения трещины в образцах из стали марки 09Г2С со структурой естественного ферритно-мартенситного композита (ЕФМК). Для сравнения выбирались образцы из той же стали со структурой сорбита отпуска.

Конструирование стального композита с ферритно-мартенситной структурой. Для получения структуры ЕФМК ранее предлагалось [1–3] нагревать доэвтектоидную сталь в межкритический интервал температур $A_{c1} - A_{c3}$, осуществлять прокатку с большой степенью обжатия (до 75%) для получения ориентированной аустенито-ферритной структуры и производить закалку, в результате которой формируется ориентированная ферритно-мартенситная структура. Недостатки этой технологии очевидны, во-первых, необходимо осуществлять пластическую деформацию в межкритическом интервале температур (МКИ) с большой степенью обжатия, для чего требуется мощное прессовое оборудование (низкая температура нагрева), во-вторых, невозможно получение композита в готовом изделии, а только в заготовке и, в-третьих, проблематично получить достаточно строгую ориентировку пластин мартенсита и феррита вдоль оси деформации. Разориентировка должна быть не более 10–15°, поскольку это обстоятельство в значительной степени определяет механизм передачи нагрузки от пластичной матрицы к прочному волокну и вид разрушения композита.

Иная идея была выдвинута В.Н. Пустовойтом [4] в середине девяностых годов. Предлагается использовать в качестве исходного материала доэвтектоидную сталь со строчечной ферритно-перлитной структурой, считающейся браком металлургического передела. Такая структура возникает в связи с выделением избыточного феррита на сульфидных включениях (Fe, Mn)S, которые в процессе прокатки или волочения вытягиваются в пластины или волокна. При этом в процессе производства стали нет необходимости прикладывать специальные усилия для десульфурации расплава, наоборот, необходимо обеспечить содержание серы на верхнем пределе марочного состава. Конечно, в процессе прокатки или волочения надо обеспечить необходимые степени деформации на каждом проходе, чтобы получить отношение l/d перлитной фазы (l – длина пластин или волокна; d – толщина пластин или диаметр волокна), так как это соотношение для дискретных волокон является важной величиной, определяющей свойства композита в

целом [2–5]. Стали со строчечной структурой, имеющие почти идеальную ориентировку полос перлита и феррита вдоль оси прокатки (рис.1), могут послужить основой для получения естественного композита с дуальной ферритно-мартенситной структурой, если их подвергать закалке из межкритической области температур.

Химический состав стали 09Г2С, определенный с помощью оптико-эмиссионного спектрометра «Q 8 – Magellan», указан в таблице. Как видно, содержание серы находится на верхнем пределе марочного состава 0,04% по массе [6].

Химический состав образцов из стали 09Г2С

Содержание элементов, % по массе									
C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Ni	Al	Co
0,112	0,629	1,598	0,042	0,012	0,088	0,44	0,119	0,040	0,014

Ферритно-мартенситный композит получали нагревом в межкритический интервал температур $A_{c1} - A_{c3}$, в котором проводилась выдержка, необходимая для рафинирования феррита и получения аустенита с существенно большим содержанием углерода, чем в исходной стали. Нагрев образцов осуществлялся в камерной лабораторной электропечи СНОЛ – 6,7/1300. Точность поддержания температуры в печи составляет $\pm 8^\circ\text{C}$. Для определения температуры закалки, обеспечивающей формирование дуальной ферритно-мартенситной структуры, образцы стали охлаждались в воде из МКИ температур. Для стали 09Г2С температуру закалки определяли сначала ориентировочно в интервале $725-860^\circ\text{C}$ по диаграмме состояния, а затем уточняли по данным металлографических исследований.

В результате была выбрана температура 745°C , которая формирует структуру, содержащую 20–25 % мартенсита (рис. 2), так как известно [5], что при большей объемной доле мартенсита, увеличении при этом предела текучести и уменьшении размера зоны пластической деформации матрицы работа разрушения уменьшается.

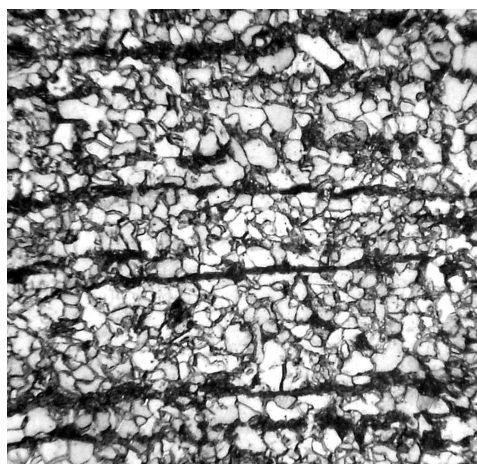


Рис. 1. Строчечная ферритно-перлитная структура стали 09Г2С, x100

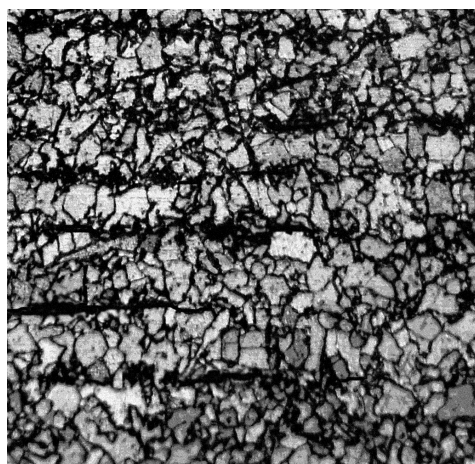


Рис. 2. Сталь со структурой ЕФМК (25 % мартенсита), x200

Методика исследования. Кинетику развития трещины исследовали при циклических испытаниях призматических образцов (10x11 мм) с надрезом ($r = 0,25$ мм, глубина 1 мм) на специальном вибраторе, работающем по схеме вращения неуравновешенной массы, при которой образец подвергается консольному асимметричному изгибу. За образованием трещины можно было визуально

наблюдать с помощью бинокулярного микроскопа, а развитие трещины регистрировали методом электропотенциалов [7, 8] в координатах «разность потенциалов - время», которую потом расшифровывали с помощью тарировочного графика для построения зависимости «длина трещины – количество циклов нагружения». Графическим дифференцированием этой зависимости определяли также изменения скорости роста трещины на разных участках ее длины.

Обсуждение результатов. Результаты эксперимента иллюстрирует рис. 3. Видно, что разрушение стали со структурой ЕФМК наступает через $90 \cdot 10^4$ циклов испытания, в то время как сталь со структурой сорбита отпуска выдерживает только $78 \cdot 10^4$ циклов. В обоих случаях процесс образования трещины у надреза является структурно нечувствительным, скорость роста трещины на начальной стадии образования происходит с одинаковой скоростью, однако в дальнейшем кинетика развития трещины существенно отличается для двух сравниваемых структур.

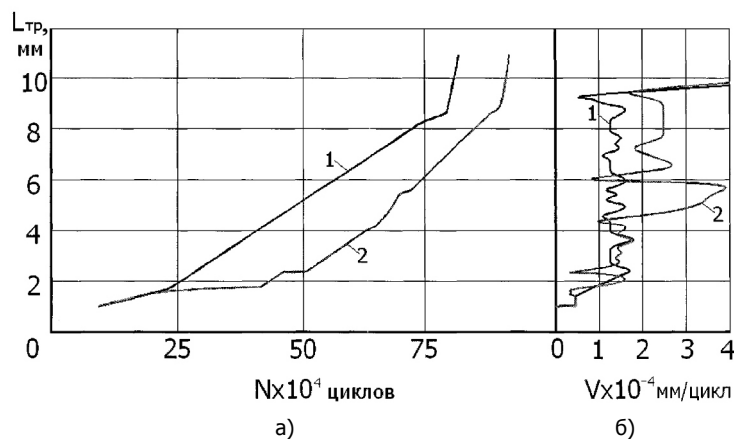


Рис. 3. Зависимость длины трещины от числа циклов (а) и скорость роста трещины на разных участках ее траектории (б):
1 – структура сорбита отпуска; 2 – структура ЕФМК

Трещина в образце со структурой сорбита отпуска растет с примерно одинаковой скоростью (см. рис. 3,б), вплоть до разрушения, когда «живое сечение» составляет $\sim 2,5$ мм. Для стали со структурой ЕФМК образовавшаяся начальная трещина не растет по фронту в диапазоне от $20 \cdot 10^4$ до $40 \cdot 10^4$ циклов. В дальнейшем происходит рост трещины по фронту, однако по ходу роста длины наблюдаются остановки, когда скорость роста практически нулевая. При этом на некоторых участках движения трещины по фронту скорость ее роста намного выше, чем для первого случая. Разрушение происходит при оставшемся «живом сечении» $\sim 2,3$ мм.

Такое поведение трещины в образце со структурой ЕФМК обусловлено специфическим механизмом разрушения в композите с пластичной матрицей и прочными волокнами. Феноменология этого механизма похожа на механизм разрушения композиционных материалов, описанный в работе [5], и для сталей со структурой пластинчатого перлита (по сути, тоже композит) – в работе [9].

Первичная трещина как в стали со структурой сорбита отпуска, так и в композите образуется за счет растрескивания карбидов или мартенситных пластин, ближайших к острому надрезу. Далее в композите прекращается фронтальный рост трещины по причине релаксации напряжений в ее устье, инициирующей интенсивную пластическую деформацию в ферритных полосах. При этом можно полагать, что сдвиг в феррите происходит не только в микрообъемах, прилегающих к устью первичной трещины, но и в достаточно удаленных от устья микрообъемах так, что фронтальный рост трещины прекращается в течение достаточно большого количества циклов испытания. Передача от одного к другому ферритному промежутку возможна по причине того, что прочные волокна являются дискретными, и существуют промежутки между соседними фер-

ритными волокнами. При этом в прочных волокнах напряжение не превышает предела упругости, а механизм вязкого разрушения при пластическом сдвиге ферритных пластин работает путем зарождения, роста и коалесценции пор. В процессе усталостного нагружения в условиях знакопеременного изгиба в феррите образуется значительное количество вакансий, возникающих при пересечении дислокаций, а также при скольжении дислокаций с порогами [1]. Объединение единичных вакансий с образованием поры происходит в плоскости скольжения. Под действием нормальных напряжений на поверхности микропор оседают вакансии, и в результате этого пора постепенно трансформируется в трещину [10]. При этом возникает ситуация достижения практически полной нечувствительности к надрезу (с возникшей начальной трещиной) в связи с развитием процесса расслоения в направлении, параллельном волокнам (рис. 4).

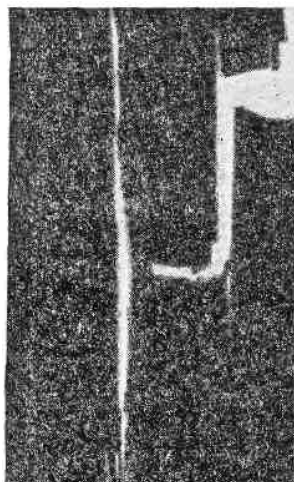


Рис. 4. Разрушение у конца надреза в композите (расслоение вдоль волокна). А. Келли [5]

Вклад работы деформирования матрицы в работу разрушения композита пропорционален энергии, затраченной на пластическое деформирование матрицы до ее разрушения в единице объема U , умноженной на объем v матрицы, деформированный при образовании единицы поверхности трещины. Такой деформированный объем равен $v_m \cdot x'$ [5], где v_m – объемная доля матрицы (феррита); x' – расстояние между трещинами в матрице;

$$x' = \frac{v'_m}{v_f} \cdot \frac{r \sigma_m^*}{2\tau},$$

где v_f – объемная доля прочных волокон (мартенсит); r – радиус прочного волокна; σ_m^* – предел прочности матрицы; τ – касательное напряжение на границе раздела прочного волокна и матрицы, вызывающее пластическое течение матрицы.

Полная работа разрушения композита пропорциональна $\frac{v_m^2 \cdot r}{v_f}$, растёт с увеличением r , а величина v_f должна быть больше $v_{крит}$ [5].

После достаточно длительного периода нечувствительности к надрезу (вместе с первичной трещиной), который для рассматриваемого эксперимента составляет $20 \cdot 10^4$ циклов испытаний, трещина в композите начинает двигаться по фронту. Это происходит за счет работы двух механизмов растрескивания прочных мартенситных волокон. С одной стороны, происходит разрушение волокон из-за создания высоких локальных напряжений на межфазной границе феррит – мартенсит в связи со скоплением дислокаций, пришедших из феррита, в котором деформация начинается в первую очередь, с другой стороны, прочные волокна после расслоения в матрице оказываются изолированными от нее и хрупко разрушаются под действием нормальных напряжений, создаваемых внешним нагружением (в этом случае τ снижается практически до нуля). Таким образом, трещина движется по фронту с большой скоростью (см. рис. 3,б) до тех пор, пока не достигает на пути своего движения еще непродетформированный объем матрицы. Фронтальный рост трещины при этом останавливается, и далее все повторяется, как описано выше.

Выводы. Таким образом, фронтальный рост трещины в композите осуществляется с «остановками», на которых происходит деформация матрицы и ее расслоение в направлении, нормальном к фронту движения трещины, вызывающей разрушение материала в целом. Такой механизм разрушения требует больших затрат энергии (см. рис. 3,а), чем в материале, структура которого не обеспечивает анизотропии величины сопротивления разрушению трещины.

Библиографический список

1. Бернштейн М.Л. Прочность стали / М.Л. Бернштейн. – М.: Металлургия, 1974. – 199 с.
2. Лизунов В.И. Композиционные стали / В.И. Лизунов. – М.: Металлургия, 1978. – 151 с.
3. Grange R.A. Fibrous Microstructures Developed in Steel by Thermomechanical Processing / R.A. Grange // 2nd Int. Conf. Of Strength of Metals and Alloys, Conf. Proc., 1970. – V. 3. – P. 861–863.

4. Пустовойт В.Н. Способ получения стального композита с дуальной ферритно-мартенситной структурой / В.Н. Пустовойт, В.А. Блиновский, Т.Ю. Матина. – Заявка на изобретения № 97107821 от 23.04.1997 года. Оpubл. в БИ, 1999, № 12, с. 221.

5. Келли А. Высокопрочные материалы / А. Келли. – М.: Мир, 1976. – 261 с.

6. Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др.; под общ. ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.

7. Гришин С.А. Установка для исследования кинетики развития усталостной трещины / С.А. Гришин // Прогрессивные методы термического упрочнения в тракторном и сельскохозяйственном машиностроении / РИСХМ. – Ростов н/Д, 1982. – С. 15–20.

8. Сорокин В.Л. Применение электропотенциального метода для определения характера развития трещины / В.Л. Сорокин, В.Ф. Змитрук, Г.В. Шербединский // Заводская лаборатория. – 1981. – Т. 47, № 12. – С. 60–62.

9. Miller L.E. Tensile fractures in carbon steels / L.E. Miller, G.S. Smith // Journal of the Iron and Steel Institute. – 1970. – V. 208. – № 11. – P. 998–1005.

10. Пустовойт В.Н. Конструктивная прочность трубных сталей со структурой естественного ферритно-мартенситного композита / В.Н. Пустовойт, В.В. Мульчин, Ю.М. Домбровский // Вестн. Донск. гос. техн. ун-та. – 2008. – Т. 8. – № 3. – С. 348–354.

Материал поступил в редакцию 16.05.11.

References

1. Bernshtejn M.L. Prochnost` stali / M.L. Bernshtejn. – M.: Metallurgiya, 1974. – 199 s. – In Russian.

2. Lizunov V.I. Kompozicionny`e stali / V.I. Lizunov. – M.: Metallurgiya, 1978. – 151 s. – In Russian.

3. Grange R.A. Fibrous Microstructures Developed in Steel by Termomechanical Processing / R.A. Grange // 2nd Int. Conf. of Strength of Metals and Alloys, Conf. Proc., 1970. – V. 3. – P. 861–863.

4. Pustovojt V.N. Sposob polucheniya stal`nogo kompozita s dual`noj ferritno-martensitnoj strukturoj / V.N. Pustovojt, V.A. Blinovskij, T.Yu. Matina. – Zayavka na izobreteniya # 97107821 ot 23.04.1997 goda. Opubl. v BI, 1999, # 12, s. 221. – In Russian.

5. Kelli A. Vy`sokoprochny`e materialy` / A. Kelli. – M.: Mir, 1976. – 261 s. – In Russian.

6. Marochnik stalej i splavov / V.G. Sorokin, A.V. Volosnikova, S.A. Vyatkin i dr.; pod obshh. red. V.G. Sorokina. – M.: Mashinostroenie, 1989. – 640 s. – In Russian.

7. Grishin S.A. Ustanovka dlya issledovaniya kinetiki razvitiya ustalostnoj treshhiny` / S.A. Grishin // Progressivny`e metody` termicheskogo uprochneniya v traktornom i sel`skoxozyajstvennom mashinostroenii / RISXM. – Rostov n/D, 1982. – S. 15–20. – In Russian.

8. Sorokin V.L. Primenenie e`lektropotencial`nogo metoda dlya opredeleniya xaraktera razvitiya treshhiny` / V.L. Sorokin, V.F. Zmitruk, G.V. Shherbedinskij // Zavodskaya laboratoriya. – 1981. – Т. 47, # 12. – S. 60–62. – In Russian.

9. Miller L.E. Tensile fractures in carbon steels / L.E. Miller, G.S. Smith // Journal of the Iron and Steel Institute. – 1970. – V. 208. – # 11. – P. 998–1005. – In Russian.

10. Pustovojt V.N. Konstruktivnaya prochnost` trubny`x stalej so strukturoj estestvennogo ferritno-martensitnogo kompozita / V.N. Pustovojt, V.V. Mul`chin, Yu.M. Dombrovskij // Vestn. Donsk. gos. texn. un-ta. – 2008. – Т. 8. – # 3. – S. 348–354. – In Russian.

KINETICS AND CRACK GROWTH MECHANISM IN STEEL WITH FERRITE-MARTENSITIC COMPOSITE STRUCTURE

V.N. PUSTOVOIT, S.A. GRISHIN, M.V. ZAITSEVA

(Don State Technical University)

Research results of the crack behavior examination in steels with the ferrite martensitic composite structure are presented. It is shown that the crack propagation rate in these steels is considerably lower than in the same steels with secondary sorbite structure. It is discussed from the perspective of a special mechanism of front crack moving in the composite with tough fibres and plastic matrix.

Keywords: natural ferrite martensitic composite, kinetics and crack growth mechanism, crack resistance.