

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.15-194.57:539.374

ВЛИЯНИЕ НАПРАВЛЕНИЯ РАСПРОСТРАНЕНИЯ МАГИСТРАЛЬНОЙ ТРЕЩИНЫ НА МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ УДАРНОМ ИЗГИБЕ ОБРАЗЦОВ ВЫСОКОВЯЗКОЙ СТАЛИ С ВОЛОКНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ. ОБЛАСТЬ РАСТЯЖЕНИЯ

© 2019 г. А. Н. Морозова^{а, *}, Г. В. Шапов^б, В. А. Хотинов^б, В. М. Фарбер^б, О. В. Селиванова^б

^аИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

^бУральский федеральный университет имени Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

*e-mail: amorozova@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 06.11.2018 г.

После доработки 12.02.2019 г.

Принята к публикации 18.02.2019 г.

Изучены профили изломов и распределение микротвердости в участках, примыкающих к поверхности разрушения, в области растяжения образцов Шарпи из высоковязкой стали 08Г2Б (в мас. % 0.08 С; ~2 Мп; 0.2 Мо; Σ (Ti–V–Nb) \approx 0.15; 0.004 N; 0.04 Al; 0.004% S; 0.007 P) с волокнистой структурой, сформированной безрекристаллизационной контролируемой прокаткой с ускоренным охлаждением. Выявлены факторы, обеспечивающие чрезвычайно высокую ударную вязкость стали в случае разрушения образцов Шарпи перпендикулярно поверхности волокон.

Ключевые слова: высоковязкая сталь, слоистая структура, ударный изгиб, зона разрушения, область растяжения

DOI: 10.1134/S0015323019070064

ВВЕДЕНИЕ

Горячий прокат, в частности листы, полученные по технологии безрекристаллизационной контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением, имеет ярко выраженную анизотропию механических свойств, связанную с формированием волокнистой структуры. В стали слои, состоящие из вытянутых вдоль направления прокатки аустенитных зерен, разделены почти плоскими большеугловыми границами (БУГр), параллельными поверхности листа [1–3].

Известно [4, 5], что задаваемое надрезом изгибаемых образцов направление распространения магистральной трещины (МТр) перпендикулярно к поверхности слоев (по терминологии [1] – внутренним “свободным” поверхностям) приводит к существенному увеличению ударной вязкости.

Этот эффект имеет научно-практическое значение, как с точки зрения понимания механизмов разрушения, так и с позиции надежной эксплуатации элементов строительных конструкций из анизотропных сталей.

Резкое увеличение вязкости сталей, когда разрушение проходит через чередующиеся слои, объясняется необходимостью повторного зарождения МТр при пересечении внутренних “свободных” поверхностей. В подтверждении этого

рассматриваются эксперименты на образцах, состоящих из пачки пластин [1, 6, 7].

Однако, в отличие от составных образцов, в образцах со слоистой структурой, созданной прокаткой, силы сцепления слоев другие и слои закономерно взаимно ориентированы. Поэтому в образцах со слоистой структурой на большеугловых границах слоев может не происходить остановка МТр и ее повторное зарождение в новом слое. Это можно установить только прямыми исследованиями механизмов разрушения и траектории МТр, распространяющейся перпендикулярно поверхности слоев.

Исходя из этого, целью настоящей работы явилось изучение связи энергии разрушения с механизмами распространения магистральной трещины в изготовленных из анизотропной стали 08Г2Б образцах Шарпи с надрезом вдоль направления прокатки и перпендикулярным поверхности листа.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом исследования явилась высокочистая по неметаллическим включениям сталь типа 08Г2Б промышленной выплавки следующего химического состава (мас. %): 0.08 С; ~2 Мп; 0.2 Мо;

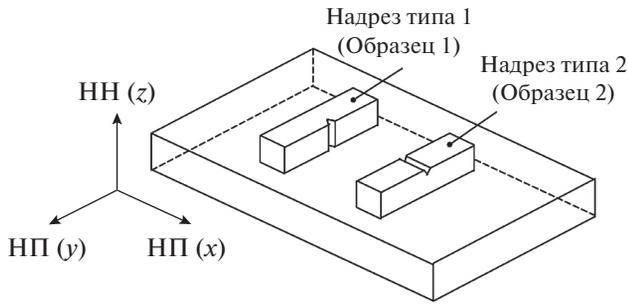


Рис. 1. Схема вырезки образцов для испытаний на ударный изгиб: НП – направление прокатки (x); ПН – перпендикуляр к направлению прокатки (y); НН – нормаль к направлению прокатки (z).

Σ (Ti–V–Nb) \approx 0.15; 0.004 N; 0.04 Al; 0.004 S; 0.007 P. Трубная заготовка получалась методом непрерывного литья, после чего металл подвергался контролируемой прокатке по безрекристаллизационному режиму в аустенитной области. Сталь имеет ультрадисперсную феррито–бейнитную/мартенситную структуру, где доля продуктов низкотемпературного распада аустенита составляет 15–30%. При определенной неоднородности по размеру и распределению структурных составляющих в данных сталях типичной является структура из квазиполиэдрических зерен феррита средним размером 3–5 мкм и вытянутых зерен, содержащих продукты низкотемпературного распада аустенита [8]. Особенностью структуры является ярко выраженная полосчатость вдоль направления прокатки. Полосы шириной 3–15 мкм разделены длинными, слегка изогнутыми большеугловыми границами, которые хорошо наблюдаются при EBSD-анализе в растровом электронном микроскопе [8].

Данные по макро- и дислокационной структуре (размер зерна, большеугловых границах и др.) представлены в [8, 9].

Образцы Шарпи для испытаний на ударный изгиб вырезались поперек направления прокатки из середины листа, изготовленного по технологии безрекристаллизационной контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением; V-образный надрез по типу 2 располагался вдоль направления прокатки перпендикулярно поверхности листа (рис. 1). Полученные данные по структуре, распределению деформации и механическим свойствам сопоставлялись с таковыми, полученными для образцов с надрезом типа 1. В дальнейшем такие образцы будут соответственно называться образцами 1 и 2.

Ударное нагружение образцов при температурах от +20 до -80°C проводилось на копре с падающим грузом INSTRON CEAST 9350.

Металлографический анализ проводился на разрушенных и недоломанных образцах в среднем сечении ПН(y)–НН(z), перпендикулярном поверхности излома, с использованием светового микроскопа Nikon Epihot 200 при увеличениях от 100 до 500 крат.

Измерения микротвердости пирамидой Виккерса при нагрузке 9 Н с регистрацией диаграммы вдавливания проводились на микротвердомере CSM МНТ. Микроиндентирование проведено по трем трассам, находящимся на разном удалении от поверхности излома, расстояние между уколами индентора и от поверхности составляло три диагонали отпечатка [10]. Для установления связи между степенью деформации ϵ и величиной микротвердости HV_{μ} было проведено микроиндентирование образцов, прокатанных с разной степенью деформации. Полученная зависимость $HV_{\mu} = f(\epsilon)$ была аппроксимирована линейной функцией:

$$HV_{\mu} = 1.3\epsilon + 260. \quad (1)$$

Такой подход позволил по значениям микротвердости HV_{μ} оценить степень деформации ϵ в локальных областях образцов.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

Вне зависимости от ориентации надреза разрушение образцов Шарпи стали 08Г2Б, полученной по технологии контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением, всегда макровязкое при температурах испытания $T_{\text{исп}} \geq -80^{\circ}\text{C}$ [11]. При всех $T_{\text{исп}}$ вплоть до -80°C ударная вязкость (KCV) образцов 2 на $\sim 37\%$ выше, чем KCV образцов 1, и, зачастую, образцы 2 оказывались недоломанными, так что при $KCV \geq 360$ Дж/см² величина ударной вязкости носит оценочный характер.

Область растяжения в изгибаемом образце располагается между надрезом и нейтральной линией. Профиль излома – траектория магистральной трещины – в образце 2 имеет зигзагообразную форму (рис. 2). Он состоит из трех расположенных на расстоянии ~ 2.8 мм выступов, которым на противоположной стороне излома соответствуют впадины. Угол при вершине выступов несколько превышает 45° , а профили выступа и соответствующей ему впадины не полностью идентичны, очевидно, вследствие пластического течения, сопровождающего движение МТр. Можно предполагать, что такой сложный профиль излома в образцах 2 связан с последовательным прохождением МТр через разделяющие слои “свободные” поверхности (БУГр), приводящие к образованию выступов (впадин).

Закономерное чередование выступов и впадин на поверхности разрушения свидетельствует о такой сформировавшейся при горячей прокатке

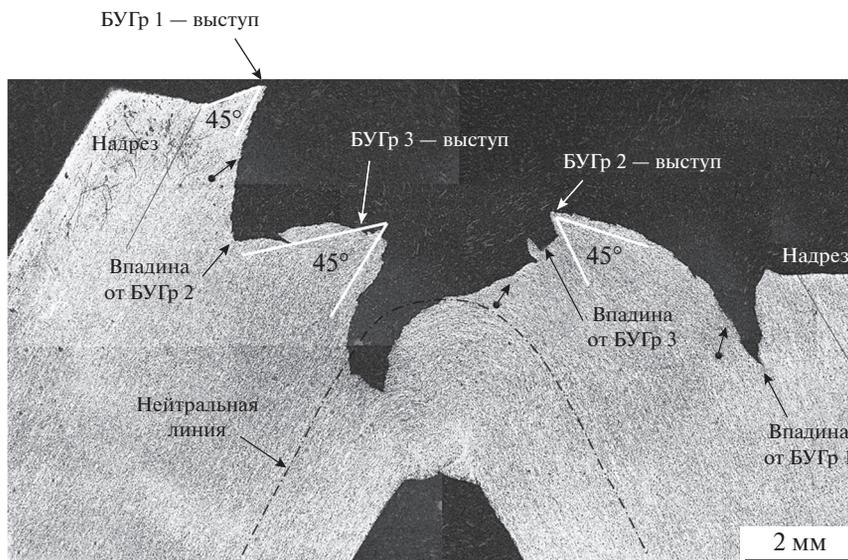


Рис. 2. Профиль поверхности разрушения недоломанного образца Шарпи с надрезом типа 2, $T_{исп} = -60^\circ\text{C}$.

ориентировке соседних слоев, при которой напряжения в них взаимно компенсируются при различном направлении ротационной компоненты пластической деформации [12].

На микроуровне поверхность разрушения также не гладкая (рис. 2, 3): на ней присутствуют мелкие (~ 0.1 мм) округлые впадины (выступы) и очаговые трещины, возникшие при разрушении перемычек в ходе распространения вязкой трещины между порами и зародышевыми трещинами [2, 3, 13].

Область растяжения разрушенных образцов Шарпи состоит из трех зон [14, 15]: примыкающей к надрезу зоны θ , зоны L_C и зоны L_B (рис. 3а). При испытании в идентичных условиях зона L_C в образцах 2 имеет значительно меньшие размеры, чем в образцах 1 (при $T_{исп} = -60^\circ\text{C} \sim 1$ и 3 мм, соответственно). Поверхность разрушения в зоне L_B , занимающей в образцах 2 более 70% всего излома при $T_{исп} = -60^\circ\text{C}$ (рис. 3), характеризуется наличием элементов вязкого (ямки) и хрупкого (фасетки квазискола) разрушения [5, 12].

На рис. 3 приведены профиль излома и распределение микротвердости, измеренной по трем трассам приблизительно повторяющим его. Максимальные значения микротвердости принадлежат наиболее близкой к поверхности разрушения трассе 1, а ход кривых HV_μ - z для других трасс почти совпадает с таковыми для трассы 1. В то же время для трасс 2 и 3 HV_μ^{\max} , приходящиеся на район выступов, тем меньше, чем дальше располагается трасса от поверхности разрушения.

Ход кривых HV_μ - z , как и профиль излома образца 2, существенно отличаются от данных ха-

рактеристик образца 1 [16]. В образце 2 максимальные значения микротвердости (~ 395 и $375 HV_\mu$ для первого и второго пиков на рис. 3б) значительно больше, чем в образце 1 ($320 HV_\mu$). В таком же соотношении для рассматриваемых образцов находятся величины локальной пластической деформации, найденные из HV_μ по уравнению (1).

В совокупности эти моменты свидетельствуют о том, что механизмы распространения МТр в образцах с различной ориентировкой надреза существенно различаются.

Примечательно, что в окрестностях впадин излома ($z \approx 1.5$ и 4.4 мм на рис. 3) кривые HV_μ - z для различных трасс сближаются и достигают минимальных значений $\sim 290 HV_\mu$ ($\epsilon \approx 40\%$). Что, как в образце 1, соответствует уровню HV_μ (ϵ) исходного горячекатаного металла (до динамического изгиба).

Наклеп металла вблизи поверхности разрушения связан с областью пластической деформации (ОПД) распространяющейся вязкой трещины. Следовательно, приведенные на рис. 3б данные свидетельствуют о степени (ϵ) и градиенте деформации ($d\epsilon/dz$), размере ОПД магистральной трещины в плоскости шлифа. В районе выступов излома эти характеристики достигают максимальных значений, в районе впадин — минимальных, тогда как в переходной области (2.0–2.5 мм на рис. 3б) величина HV_μ вблизи поверхности излома бывает даже меньше, чем в более удаленных от него точках.

Природа первой ($z \approx 1.5$ мм) и второй ($z \approx 4.5$ мм) впадин на поверхности разрушения (рис. 3а) отлична по ряду моментов — траектории линий

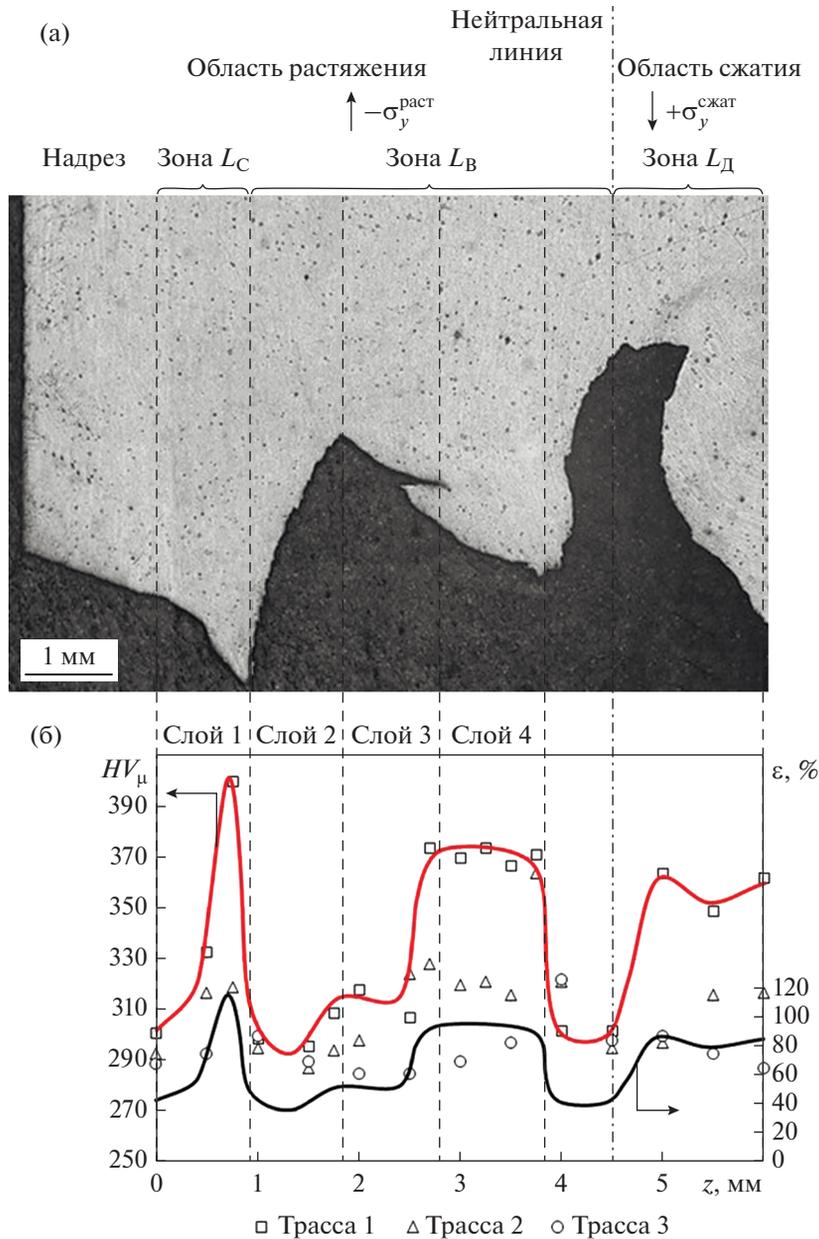


Рис. 3. Профиль излома (а), распределение микротвердости HV_μ и степени деформации ϵ вблизи поверхности разрушения недоломанного образца (б), $T_{исп} = -60^\circ\text{C}$.

скольжения, величине и ходу изменения HV_μ и др. Если первую впадину можно рассматривать как проявление внутренней "свободной" поверхности, то впадину 2, по всей вероятности, следует связать с нейтральной линией (плоскостью) в изгибаемом образце (балке с квадратным сечением).

В образце 2 расстояние до нейтральной линии от надреза ($L_{н.л.}$) значительно больше, чем в образце 1, что совпадает с известной тенденцией: с повышением вязкости (пластичности) стали область растяжения увеличивается за счет уменьшения области сжатия (зоны долома L_D). Так, в об-

разце 1 ($KCV^{-60} = 206 \text{ Дж/см}^2$) $L_{н.л.} = 3.5 \text{ мм}$, и она расположена между зонами L_C и L_B [16], а в образце 2 ($KCV^{-60} = 285 \text{ Дж/см}^2$) $L_{н.л.} = 4.5 \text{ мм}$ и она разделяет зоны L_B и L_D .

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Профиль излома и распределение микротвердости в участках, примыкающих к поверхности разрушения, позволяет воссоздать особенности пластического течения и разрушения в области

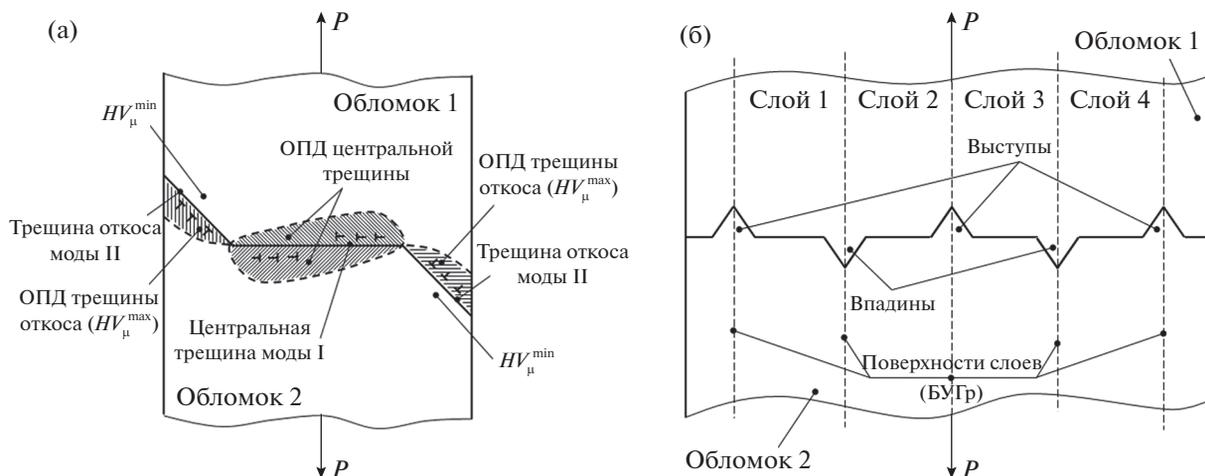


Рис. 4. Схема магистральной трещины и полей пластической деформации в растягиваемом стержне (а); схема расположения выступов/впадин на поверхности разрушения в области растяжения образца со слоистой структурой (б).

растяжения образцов Шарпи, когда МТр распространяется перпендикулярно к поверхности слоев.

Рассматривая макровыступы/впадины как проявление при прохождении МТр внутренних “свободных” поверхностей, можно сделать вывод, что область растяжения (зоны L_C и L_B) в исследованном образце охватывает четыре слоя толщиной ~ 1 мм (показаны вертикальными пунктирными линиями на рис. 3). Если выделить растяжение как одну из основных компонент деформации изгибаемого образца, то деформацию и разрушение в нем можно представить схемой на рис. 4. Каждый слой идентичен растягиваемому стержню (рис. 4а), а в совокупности они образуют блок, из закономерного ориентированных четырех растягиваемых вдоль их оси силой P стержней, разделенных “свободными” поверхностями – большеугловыми границами (рис. 4б).

Разрушение при растяжении стержней из пластичных металлов приводит к формированию на периферии излома “губы среза” – откосов в виде гребней и соответствующим им впадин на обломках образца. Образование их объясняется [1–3] легким сдвигом по траектории действия максимальных касательных напряжений, реализуемым движением дислокаций, испускаемых (поглощаемых) поверхностью тела. При разрушении плоскость такого сдвига – полоса интенсивного пластического течения – является руслом трещины, формирующей “губы среза”. Скручивание вокруг оси приложения нагрузки растягиваемых пластических образцов (дипольное расположение концентраторов напряжений) приводит к тому, что с одной стороны излома у каждой половины разрушенного образца возникает гребень, а у другой – откос (рис. 4а).

Трещины, формирующие “губы среза”, являются трещинами моды II, растущими при стоке (оттоке) к ним дислокаций из окружающего их объема [2, 3]. Об этом же свидетельствуют линии скольжения, ориентированные почти перпендикулярно к поверхности излома в районе выступов (рис. 2, рис. 4а). Данные дислокации образуют область пластической деформации растущей трещины. В рассматриваемом случае, как показано штриховкой на рис. 4а, ОПД расположена по одну сторону от трещины откоса, а именно ту, которая обращена к поверхности тела (слоя).

Как видно на профиле излома и схеме на рис. 4б, такие “псевдогубы среза” стыкуются в контактирующих по большеугловым границам слоев, создавая макровыступы излома. Они окружены ОПД с высокой плотностью дислокаций, согласно экстремально большим значениям HV_μ , которые постепенно снижаются при удалении от поверхности разрушения.

В районе впадины излома, судя по низкому уровню HV_μ , ОПД у трещины отсутствует, точнее, она располагается вокруг соответствующего выступа на противоположной стороне излома (рис. 4б).

Наконец, в участках между впадинами и выступами излома, согласно данным микротвердости и направлению линий скольжения, МТр принадлежит, вероятно, к моде I. Она окружена ОПД в виде “бабочки” [16], которая постепенно меняет свою плоскость и форму, по мере распространения трещины.

Таким образом, взаимодействие магистральной трещины с внутренними “свободными” поверхностями – границами слоев придает ей зигзагообразную форму, что существенно увеличивает ее траекторию, как и протяженность полос ин-

тенсивной пластической деформации, по которым она распространяется.

Данная работа выполнена в рамках темы “Структура” (№ АААА-А18-118020190116-6) при частичной поддержке Комплексной программы УрО РАН (проект № 18-10-2-39).

ВЫВОДЫ

1. Исследование области растяжения образцов Шарпи стали 08Г2Б показало, что при распространении магистральной трещины перпендикулярно поверхности волокон (в образце 2 с надрезом вдоль направления прокатки перпендикулярно поверхности листа) ударная вязкость на несколько десятков процентов выше, чем при разрушении вдоль волокон (в образце 1 с надрезом перпендикулярным поверхности листа). Так, $KCV^{60} = 206$ и 285 Дж/см², соответственно, в образце 1 и 2.

2. Обосновано, что одной из причин высокой ударной вязкости в образце 2 является возросшая протяженность магистральной трещины и, соответственно, полос интенсивной пластической деформации, по которым она распространяется, вследствие взаимодействия магистральной трещины с границами слоев.

3. На основе измерения микротвердости вблизи поверхности излома установлено, что степень пластической деформации в области пластической деформации магистральной трещины в образце 2 больше (до ~14%) таковой в образце 1. Это является другим существенным фактором, вносящим вклад в чрезвычайно высокий уровень ударной вязкости образцов, когда разрушение происходит перпендикулярно поверхности волокон.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Hertzberg R.W.* Deformation and fracture mechanics of engineering materials. NJ: John Wiley & Sons Inc., 1996. 786 p.
2. *Штремель М.А.* Разрушение. Книга 1. Разрушение материала. М.: МИСиС, 2014. 670 с.
3. *Штремель М.А.* Разрушение. Книга 2. Разрушение структур. М.: МИСиС, 2015. 976 с.
4. *Орлов В.В., Ильин А.В., Хлусова Е.И.* Влияние структурной неоднородности на механические свойства и характеристики работоспособности высокопрочных трубных сталей класса прочности Х70-Х100 // Труды XVIII Межд. науч.-техн. конф. “Трубы-2010”. Челябинск: РосНИТИ. 2010. С. 67–77.
5. *Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Мирзаев Д.А., Панов А.В., Шабуттов Д.В.* Ударная вязкость и пластические свойства составных слоистых образцов по сравнению с монолитными // ФММ. 2007. Т. 104. № 2. С. 212–221.
6. *Мирзаев Д.А., Счастливец В.М., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Шабуттов Д.В.* Формирование трещин расслоения при ударных испытаниях как причина повышения ударной вязкости сталей с ОЦК-структурой // ФММ. 2015. Т. 116. № 12. С. 1313–1318.
7. *Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А.* Моделирование разрушения ферритной стали с неоднородной структурой // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2008. № 3. С. 53–59.
8. *Фарбер В.М., Хотинев В.А., Беликов С.В., Селиванова О.В., Лежнин Н.В., Морозова А.Н., Карабаналов М.С., Жиликов А.Ю.* Расщепления в сталях, испытавших контролируруемую прокатку и последующее ускоренное охлаждение // ФММ. 2016. № 117. С. 422–436.
9. *Фарбер В.М., Арабей А.Б., Хотинев В.А., Морозова А.Н., Карабаналов М.С.* Металловедческие аспекты слоистых трещин в толстолистовом прокате // Металловедение и терм. обр. металлов. 2017. № 11 (749). С. 61–66.
10. www.csm-instruments.com Инструкция для прибора The CSM Micro-Hardness tester, 24.07.2018
11. *Фарбер В.М., Хотинев В.А., Морозова А.Н., Мартин Т.* Расщепления и их вклад в ударную вязкость сталей класса прочности К65 (Х80) // МиТОМ. 2015. № 8. С. 39–44.
12. *Фарбер В.М., Селиванова О.В.* Классификация процессов релаксации напряжений и их проявлений при пластической деформации металлов // Металлы. 2001. № 1. С. 110–114.
13. *Фарбер В.М., Хотинев В.А., Морозова А.Н., Лежнин Н.В., Мартин Т.* Диагностика изломов и энергоемкости разрушения высоковязких сталей при инструментальных испытаниях на ударный изгиб // МиТОМ. 2015. № 6. С. 22–25.
14. *Ботвина Л.Р.* Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности. М.: Наука, 2008. 334 с.
15. *Фарбер В.М., Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Хотинев В.А., Журавкова А.Н., Чусова Е.Н.* Фрактографическая диагностика трещиностойкости труб группы прочности Х80 (К65) по результатам испытаний ударной вязкости // Труды XVIII Межд. науч.-техн. конф. “Трубы-2010”. Челябинск: РосНИТИ. 2010. С. 108–117.
16. *Фарбер В.М., Хотинев В.А., Морозова А.Н., Селиванова О.В., Полухина О.Н., Карабаналов М.С.* Исследование области долома в образцах Шарпи высоковязкой стали 08Г2Б // МиТОМ. 2018. № 6. С. 11–15.
17. *Золоторевский В.С.* Механические свойства металлов. М.: МИСИС, 1998. 400 с.