

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2019-85-12-51-57>

УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ УПРОЧНЕННОЙ СТАЛИ ПРИ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

© **Афанасий Михайлович Иванов***, **Нюргуяна Дмитриевна Коваленко**

Институт физико-технических проблем Севера им. В. П. Ларионова СО РАН; Россия, 677980, Якутск, ул. Октябрьская, д. 1; *e-mail: a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru

*Статья поступила 12 января 2019 г. Поступила после доработки 30 апреля 2019 г.
Принята к публикации 27 июня 2019 г.*

Цель работы — исследование влияния интенсивной пластической деформации (ИПД) на ударную вязкость и механизм разрушения конструкционной низкоуглеродистой стали СтЗсп в диапазоне температуры испытания 293 – 213 К. Рассмотрены вопросы деформационной обработки заготовок из стали СтЗсп методом ИПД по схеме равноканального углового прессования (РКУП). Представлены результаты низкотемпературных испытаний ударным изгибом образцов Шарпи из стали в различных состояниях. В результате РКУП в 16 проходов ударная вязкость снизилась в ~1,3 раза. Показано, что зависимости ударной вязкости от температуры для стали в состоянии поставки и стали, подвергнутой РКУП, отличаются. Проведено фрактографическое исследование механизмов разрушения данной стали в состояниях поставки и после обработки РКУП при температуре испытания 293 – 213 К. Результаты этих исследований показали, что для исходной стали разрушение с образованием зон вязкого и хрупкого разрушений при 293 К переходит в хрупкое при 213 К последовательным расширением области хрупкого разрушения при понижении температуры, а для упрочненной стали область смешанного разрушения появляется в локальной области при 233 К и распространяется на все поперечное сечение образца при 213 К. Микроструктура, сформированная в результате РКУП в 16 проходов, в рассмотренном интервале температур до 213 К исключает чисто хрупкое разрушение и приводит к смешанному характеру разрушения.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь; равноканальное угловое прессование; ударная вязкость; механизм разрушения; низкая температура; излом; фрактография.

THE IMPACT TOUGHNESS AND MECHANISM OF LOW-CARBON STEEL FRACTURE AT LOW TEMPERATURES

© **Afanasiy M. Ivanov***, **Nurguyana D. Kovalenko**

V. P. Larionov Institute of Physical-Technical Problems of the North of Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Oktyabrskaya ul., 1, Yakutsk, 677980 Russia; *e-mail: a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru

Received January 12, 2019. Revised April 30, 2019. Accepted June 27, 2019.

The goal of the work is to study the effect of severe plastic deformation (SPD) on the impact toughness and fracture mechanism of St3sp low-carbon structural steel within a test temperature range of 293 – 213 K. The issues of deformation processing of steel St3sp billets using SPD method in conditions of the equal-channel angular pressing scheme (ECAP) are considered. The results of low-temperature tests by impact bending of Charpy steel samples in various states are presented. The impact toughness decreased by ~1.3 times as a result of ECAP in 16 passes. It is shown that the temperature dependence of the impact toughness of steel subjected to ECAP differs from that for steel in the delivery condition. A fractographic study of the fracture mechanisms of the steel in the initial state and after processing by ECAP at a test temperature of 293 – 213 K is carried out. It is shown that for the steel in the initial the transition from fracture with the formation of viscous and brittle fracture zones at 293 K to brittle at 213 K occurs through successive expansion of the brittle fracture area with decreasing temperature, whereas for hardened steel, the mixed fracture area appears in the local region at 233 K and expands to the entire cross section of the sample at 213 K. The microstructure formed as a result of ECAP in 16 passes in the temperature range up to 213 K prevents pure brittle fracture and leads to a mixed fracture pattern.

Keywords: low carbon steel; equal channel angular pressing; impact toughness; fracture mechanism; low temperature; fracture; fractography.

Введение

К материалам современной техники и металлоконструкций, эксплуатируемых в условиях климатических температур Крайнего Севера и Арктики, предъявляют определенные требования: наличие соответствующих уровней прочности, пластичности и вязкости, исключающих хрупкое разрушение [1]. Как известно, низкие температуры могут оказать существенное влияние на физико-механические свойства, а также на механизм разрушения сталей. Анализ литературных данных показывает, что при интенсивной пластической деформации (ИПД) сталей возрастает их прочность, но при этом ударная вязкость при низкой температуре изменяется неоднозначно.

Для повышения прочности металлических материалов используют перспективные методы ИПД, в том числе равноканальное угловое прессование (РКУП) [2 – 11 и др.]. Возникает вопрос, какова хладостойкость сталей с ультрамелкозернистой структурой (УМЗ), сформированной методами ИПД? В [12] отмечено снижение ударной вязкости и увеличение критической температуры хрупкости стали 06МБФ с субмикроструктурной (СМК) структурой, что не является положительным моментом для работы данного материала при низких температурах. В работе [13] показано, что формирование СМК структуры не изменяет порог хладноломкости, но сужает интервал вязкохрупкого перехода для стали 10. Для легированной среднеуглеродистой стали с УМЗ структурой также установлено [14] сужение интервала вязкохрупкого перехода, но, в отличие от [13], со смещением в сторону низких температур. Комбинирование методов ИПД и отжига способствует повышению хладостойкости конструкционных сталей [15]. Все это свидетельствует об актуальности дальнейшего изучения этого вопроса. В отличие от [16], в которой РКУП заготовок из стали СтЗсп выполнено в четыре прохода и испытания на ударный изгиб — при 213 К, в данной работе РКУП этой же стали проводили в 16 проходов и ударную вязкость определяли в диапазоне температур 293 – 213 К.

Цель работы — исследование влияния интенсивной пластической деформации на ударную вязкость и механизм разрушения конструкционной низкоуглеродистой стали СтЗсп в диапазоне температуры испытания 293 – 213 К.

Материалы и методика эксперимента

Исследовали низкоуглеродистую конструкционную сталь СтЗсп следующего состава, %: 0,18 С; 0,23 Si; 0,60 Mn; 0,01 Cr; $\leq 0,003$ Ni; 0,01 P; 0,01 S; 0,05 Cu; 0,05 Al, остальное Fe. Химический анализ проводили на атомно-эмиссионном

спектрометре Foundry-Master фирмы Worldwide Analytical Systems AG (WAS AG) (Германия).

РКУП подвергали заготовки $\varnothing 19,7 \times 100$ мм из стали СтЗсп с помощью гидравлического пресса ПСУ-125 с максимальным усилием 1250 кН. РКУП проводили в специальной технологической оснастке, изготовленной из жаростойкого твердосплавного материала. Угол пересечения каналов прессования, в котором реализовывался простой сдвиг, составлял 120° . Предварительно прогретую в муфельной печи до температуры 773 К заготовку помещали в технологическую оснастку, нагретую до 773 К с помощью накидной печи. Для уменьшения трения поверхности заготовки об стенки канала матрицы использовали технологическую смазку Росойл-Ангелина с добавками чешуйчатого графита. В результате РКУП заготовок по маршруту ВС (поворот заготовки относительно ее продольной оси перед каждым последующим циклом прессования на угол 90°) в $n = 16$ проходов при температуре $T = 773$ К достигнута степень деформации $\varepsilon_{16} = 10,67$.

Из заготовок изготавливали образцы Шарпи с V-образным надрезом согласно ГОСТ 9454–78 для испытаний на ударный изгиб. Испытания проводили на маятниковом копре Amsler RKP-450 (Zwick) (Германия) при температурах 293, 273, 253, 233 и 213 К.

Изломы образцов исследовали на сканирующем электронном микроскопе Hitachi TM3030 (Япония) в режиме вторичных электронов.

Результаты исследований и их обсуждение

Сталь СтЗсп ферритно-перлитная, средний размер зерна в исходном состоянии (состоянии поставки) — 9,5 мкм. В [4] сформированы требования к методам ИПД для получения наноструктур в объемных заготовках. Для этого необходимо достичь больших деформаций материалов, а также выбрать оптимальные режимы их обработки. Для получения нано- и субмикроструктурных (СМК) структур в металлах и сплавах используют такие методы, как кручение под высоким давлением (КВД), РКУП, всестороннюю ковку, метод «песочных часов», РКУ-вытяжку. С помощью КВД и РКУП достигают больших деформаций со степенями, равными 10 и более. Можно предположить, что в результате РКУП в 16 проходов сформирована УМЗ структура, поскольку при этом степень деформации $\varepsilon_{16} = 10,67$. Для детального исследования микроструктуры материала и определения среднего размера зерна необходимо проводить измерения на репликах с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии.

Ударная вязкость KCV стали СтЗсп в исходном состоянии и после РКУП в $n = 16$ проходов по маршруту B_C при температуре $T = 773$ К

The impact toughness KCV of steel StЗsp in the initial state (the delivery condition) and after ECAP in $n = 16$ passes along the B_C route at a temperature of $T = 773$ К

№	Температура T , К	KCV, МДж/м ²	
		Исходное состояние	После РКУП
1	293	1,39	1,09
2	273	1,15	1,07
3	253	0,99	1,04
4	233	0,68	0,88
5	213	0,49	0,46

С понижением температуры испытания с 293 до 213 К (см. таблицу) ударная вязкость KCV исходной стали (в состоянии поставки) снизилась в 2,8 раза (с 1,39 до 0,49 МДж/м²). В результате РКУП (B_C , $n = 16$, $T = 773$ К) KCV уменьшилось в $\sim 1,3$ раза (с 1,39 до 1,09 МДж/м²). Для исходной стали снижение ударной вязкости с понижением температуры в рассмотренном интервале монотонное, а для упрочненной стали изменение KCV описывается полиномом (рис. 1). Ударная вязкость при этом снизилась в $\sim 2,4$ раза (с 1,09

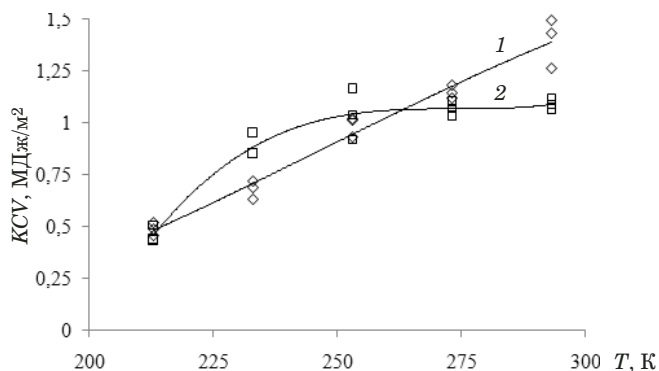


Рис. 1. Температурная зависимость ударной вязкости KCV стали СтЗсп: 1 — в исходном состоянии; 2 — после РКУП (B_C , $n = 16$, $T = 773$ К)

Fig. 1. Temperature dependence of the impact toughness KCV of steel StЗsp: 1 — in the initial state; 2 — after ECAP (B_C , $n = 16$, $T = 773$ К)

до 0,46 МДж/м²). В температурном интервале 293 – 253 К ударная вязкость упрочненной стали практически не изменяется, затем постепенно снижается до значений для исходного материала при 213 К. Хотя с измельчением зерен и упрочнением материала KCV при 293 К существенно сни-

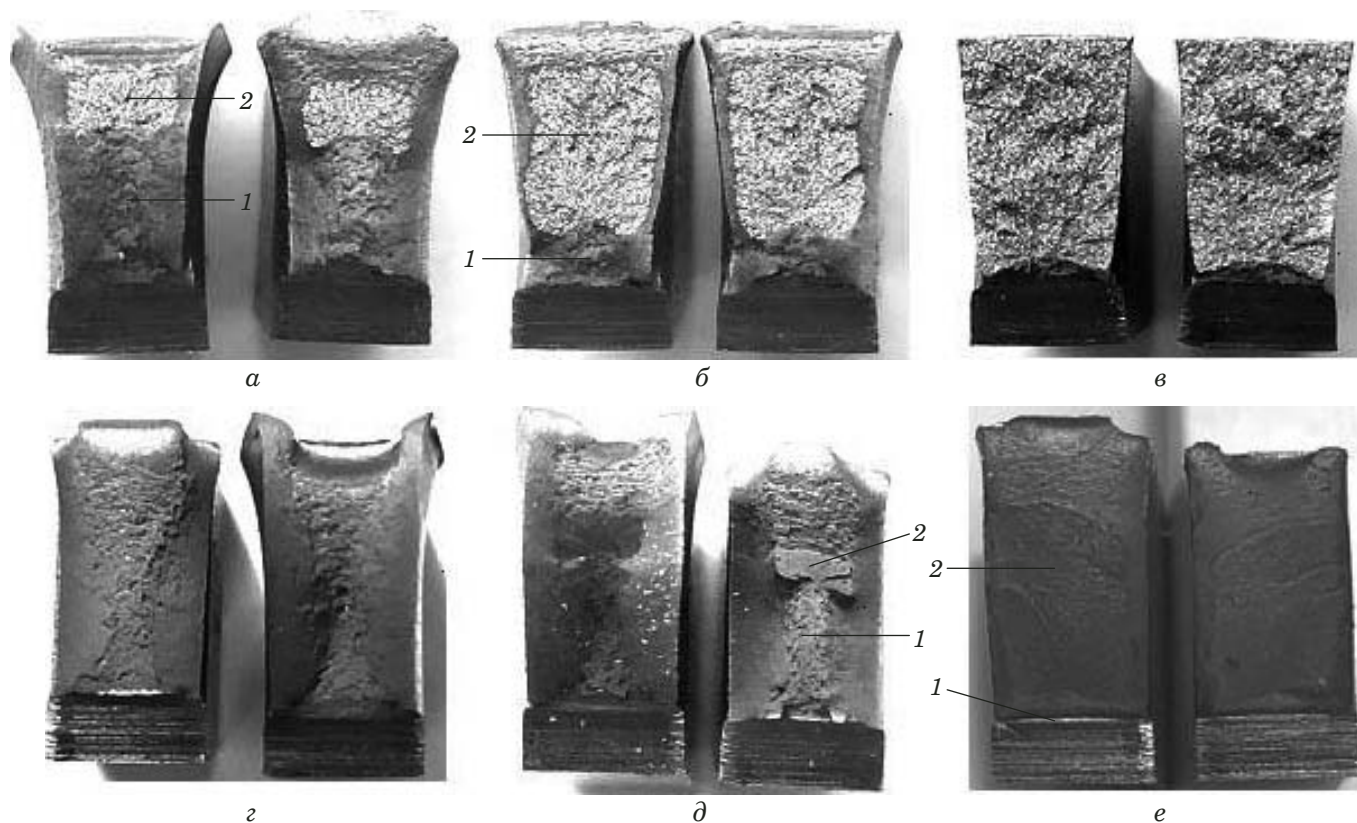


Рис. 2. Вид разрушенных образцов Шарпи из стали СтЗсп: в исходном состоянии при температурах 293 (а), 253 (б), 213 К (в); после РКУП (B_C , $n = 16$, $T = 773$ К) при 293 (г), 233 К (д), 213 К (е)

Fig. 2. Fractured Charpy steel samples in the initial state at different temperatures 293 К (а); 253 К (б); 213 К (в); and after ECAP (B_C , $n = 16$, $T = 773$ К) at 293 К (г); 233 К (д); 213 К (е)

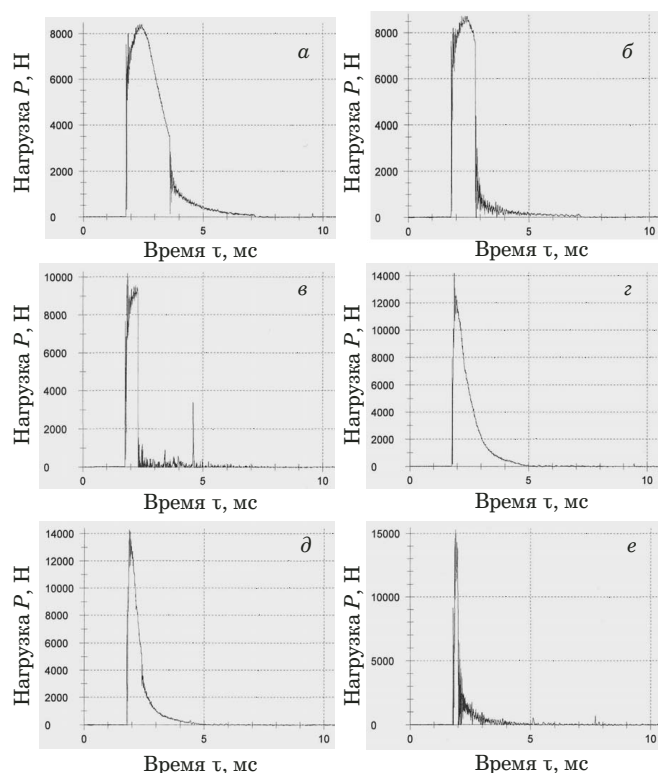


Рис. 3. Диаграммы нагружения образцов Шарпи из стали СтЗсп: в исходном состоянии при 293 К (а); 253 К (б); 213 К (с); после РКУП (B_C , $n = 16$, $T = 773$ К) при 293 К (д); 233 К (е); 213 К (ф)

Fig. 3. Charpy sample load diagrams (St3sp steel) in the initial state at different temperatures 293 K (a); 253 K (b); 213 K (c); and after ECUP (B_C , $n = 16$, $T = 773$ K) at 293 K (d); 233 K (e); 213 K (f)

зилась, при 233 К в области вязкохрупкого перехода KCV выше, чем для исходного материала.

Разрушение образца Шарпи из стали СтЗсп в исходном состоянии при 293 К происходит с образованием зон вязкого и хрупкого разрушения, с утяжкой и доломом (рис. 2, а). Выраженная рельефность и значительная утяжка по толщине образца в устье надреза (см. рис. 2, а) свидетельствуют о вязком характере зарождения трещины и высоком значении работы удара, затраченной на ее зарождение. Угол наклона стенок зоны среза составляет 45° , отклонение траектории распространения трещины от прямолинейной — $\sim 20^\circ$. Площадь участка хрупкого разрушения (зона с металлическим блеском), расположенного перед зоной долома, — около 20 % от всей поверхности разрушения. С понижением температуры доля хрупкого разрушения возрастает (рис. 2, б) и при 213 К достигает $\sim 95 - 97$ % (рис. 2, в). Рельеф поверхности разрушения однородный, наклон траектории трещины к линии продолжения надреза равен $\sim 10^\circ$.

Макроизлом образца из СтЗсп после РКУП в $n = 16$ проходов при 293 К отличается от исходного материала тем, что начальное отклонение

траектории движения трещины около 30° , площадь зоны среза больше, а также отсутствует участок хрупкого разрушения. При температуре испытания 233 К в интервале вязкохрупкого перехода отличительной особенностью макроизлома упрочненной стали является наличие в центральной части, в начале второй половины излома, участка 2, на котором разрушение носит смешанный характер. На нем заметны лучевидные пути распространения трещин, указывающие на место начала разрушения (рис. 2, д). Полученные изломы имеют матовую поверхность. Со снижением температуры до 213 К доля смешанного разрушения на изломе образца упрочненной стали увеличивается и составляет порядка $2/3$ площади его поверхности.

Диаграммы нагружения образцов Шарпи из стали СтЗсп представлены на рис. 3. Они отражают работу удара, затраченную на зарождение и развитие трещины. Как видно, диаграммы качественно отличаются в зависимости от структурного состояния материала и температуры испытания.

Фрактографические исследования изломов образцов из стали СтЗсп в состоянии поставки и после РКУП, разрушенных при температуре 293 – 213 К, показали следующее.

Разрушение образцов из стали СтЗсп в исходном состоянии. Зона развития трещины на поверхности разрушения образца при 293 К, для которой характерно наличие вязкой 1 и хрупкой 2 составляющих (см. рис. 2, а), представляет собой участки вязкого (рис. 4, а) и хрупкого (рис. 4, б) разрушения. Для участка вязкого разрушения характерно наличие вязкого рельефа, значительной утяжки по толщине образца в устье надреза и губ среза (зон сдвига). Как известно, такой вид излома свидетельствует о вязком характере зарождения трещины и высоком значении работы удара, затраченной на зарождение трещины, что подтверждает и диаграмма нагружения ударных образцов (рис. 3, а). На данном участке разрушение образцов произошло в результате образования ямок путем слияния микропор и их разрыва в результате развития трещины. Вязкое разрушение характеризуется наличием неравноосных ямок нормального отрыва, разделенных гребнями с острыми краями (см. рис. 4, а). Широкий диапазон размеров ямок в изломах образцов обусловлен значительными колебаниями размеров включений и зерен. На внутренних поверхностях ямок имеются волнистые линии — полосы скольжения, приводящие к росту ямок. На дне ямок наблюдаются как целые, так и раздробленные в результате деформации частицы. Участок хрупкого разрушения (см. рис. 4, б) содержит фасетки скола, ручьи, узор и незначительное количество микроям по

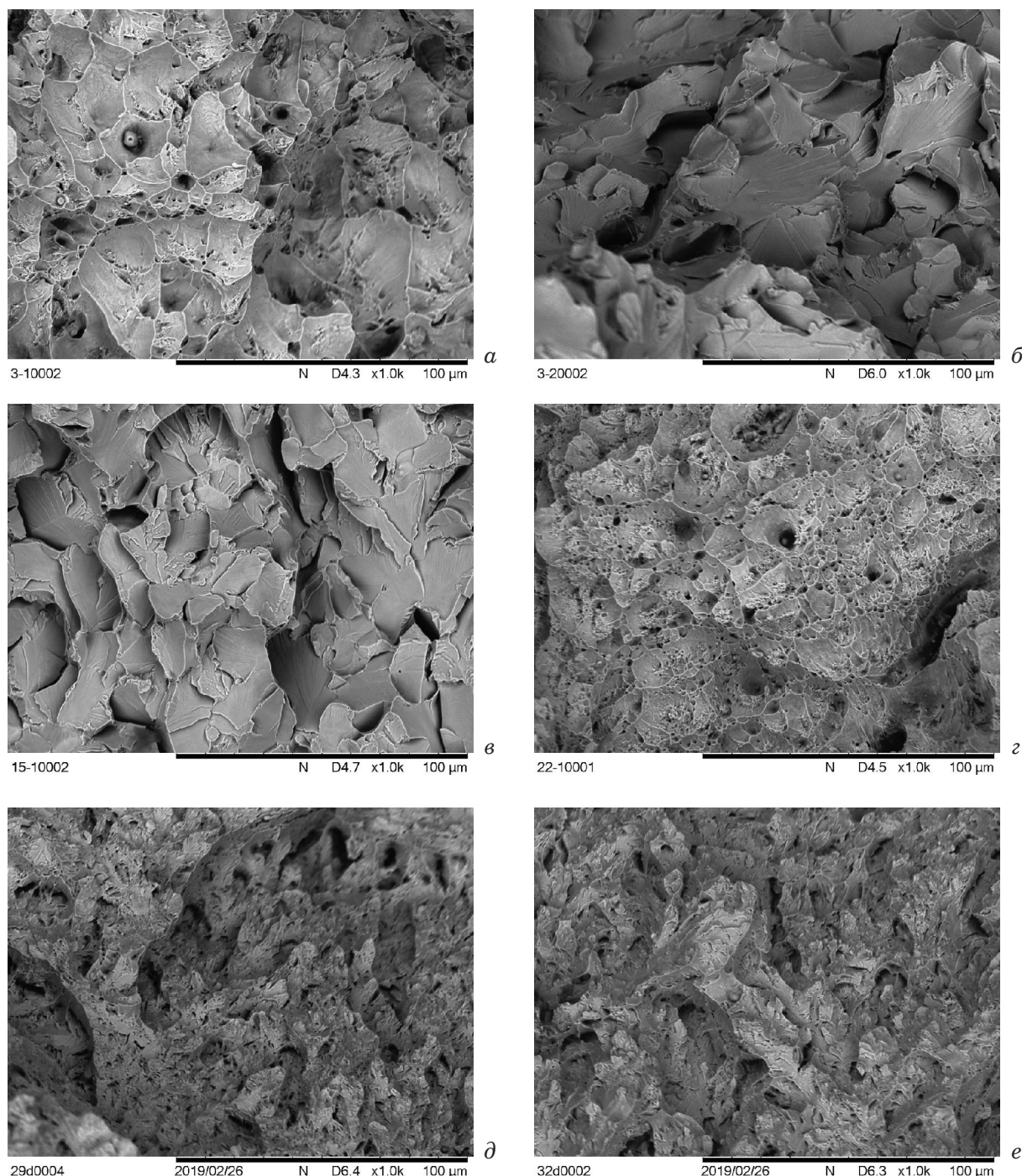


Рис. 4. Микрорельеф изломов образцов из стали СтЗсп в состоянии поставки [*a* — участок вязкого разрушения (1 на рис. 2, *a*) при 293 К; *b* — участок хрупкого разрушения (2 на рис. 2, *b*) при 293 К; *c* — участок хрупкого разрушения (2 на рис. 2, *c*) при 213 К], а также стали, подвергнутой РКУП (B_C , $n = 16$, $T = 773$ К) [*z* — участок вязкого разрушения (1 на рис. 2, *z*) при 293 К; *d* — участок смешанного разрушения (2 на рис. 2, *d*) при 233 К; *e* — участок смешанного разрушения (2 на рис. 2, *e*) при 213 К]

Fig. 4. Microrelief of the fractures of St3sp steel samples in the delivery state [*a* — ductile fracture (1 in Fig. 2, *a*) at 293 K; *b* — brittle fracture (2 in Fig. 2, *a*) at 293 K; *c* — brittle fracture (2 in Fig. 2, *c*) at 213 K], and steel subjected to ECAP (B_C , $n = 16$, $T = 773$ K) [*e* — ductile fracture region (1 in Fig. 2, *d*) at 293 K; *d* — mixed fracture (2 in Fig. 2, *e*) at 233 K; *f* — mixed fracture (2 in Fig. 2, *f*) at 213 K]

краям фасеток. Такие элементы микрорельефа, как фасетки скола и ручьистый узор, отражают механизм внутризеренного скола.

Со снижением температуры испытания размер зоны 2 хрупкого разрушения 2 становится

больше (см. рис. 2, *b*) и при 213 К занимает практически всю поверхность излома (см. 2 на рис. 2, *c*) за исключением зоны зарождения трещины. Работа зарождения и развития трещины значительно снижается (см. рис. 3, *e*) по сравне-

нию с работой разрушения образца при 293 К (см. рис. 3, а). Однородность поверхности излома свидетельствует о стабильном развитии хрупкой трещины. Внутризеренное хрупкое разрушение происходит по механизму скола с образованием фасеток скола и ручьистого узора на них (см. рис. 4, в). На левой половине рис. 4, в наблюдаются ручьиные линии, переходящие с атомной плоскости одного кристалла на плоскость соседнего кристалла с другой ориентацией, имеется также незначительная доля микроямок.

Разрушение образцов из стали СтЗсп в состоянии после РКУП (B_C , $n = 16$, $T = 773$ К). Диаграммы на рис. 3, г – е подтверждают снижение работы, затраченной на зарождение и развитие трещины, по сравнению с аналогичной работой для исходного материала (см. рис. 3, а – в). В отличие от излома образца, разрушенного при 293 К в состоянии поставки, поверхность разрушения образца стали, подвергнутого РКУП, при комнатной температуре не имеет участка хрупкого разрушения (см. рис. 2, г). Для упрочненной стали СтЗсп, разрушенной при комнатной температуре, также характерно ямочное микростроение (см. рис. 4, г). Размер и плотность ямок определяются достигнутыми в результате РКУП размерами зерен, размерами, плотностью и концентрацией включений и другими факторами, которые определяют сопротивление стали пластическим деформациям и зарождению микротрещин. Так, на изломе упрочненной посредством РКУП стали наблюдаются ямки существенно меньшего размера, множество микроямок, в ямках присутствуют частицы. Снижение температуры до 233 К приводит к появлению в начале второй половины поверхности разрушения участка 2 (см. рис. 2, д), на котором имеются признаки смешанного разрушения с присутствием вязкого микроямочного (см. рис. 4, д). При этом фасетки скола более мелкие, чем в случае исходного материала при 213 К, что обусловлено, очевидно, мелкозернистостью упрочненной стали. Поверхность разрушения характеризуется более выраженной рельефностью, обусловленной как измельчением структурных составляющих, так и их разориентировкой. Такой же смешанный характер разрушения наблюдается и для упрочненной стали, разрушенной ударным изгибом при 213 К (см. рис. 4, е).

Заключение

Таким образом, обработка низкоуглеродистой стали СтЗсп посредством РКУП в 16 проходов привела к снижению ударной вязкости в $\sim 1,3$ раза (с 1,39 до 1,09 МДж/м²).

Установлено, что ударная вязкость стали СтЗсп, подвергнутой РКУП, со снижением темпе-

ратуры испытания изменяется не так монотонно, как КСМ стали в исходном состоянии. Для УМЗ стали СтЗсп появляется верхний порог хладноломкости.

Для исходной стали переход от разрушения с образованием зон вязкого и хрупкого разрушений при 293 К к хрупкому при 213 К происходит последовательным расширением области хрупкого разрушения при понижении температуры. Для упрочненной же стали область смешанного разрушения появляется в локальной зоне между областями вязкого разрушения при 233 К и распространяется на все поперечное сечение образца при 213 К. При этом, в отличие от излома образца в состоянии поставки, разрушенного при 293 К, поверхность разрушения образца стали, подвергнутого РКУП, при комнатной температуре не имеет участка хрупкого разрушения. В УМЗ структуре, полученной в результате РКУП, размеры ямок и фасеток скола меньше, чем в крупнозернистой структуре исходной стали.

Формирование УМЗ структуры за счет достижения степени деформации $\varepsilon_{16} = 10,67$ посредством РКУП в 16 проходов в рассмотренном интервале температур до 213 К предотвращает чисто хрупкое разрушение и приводит к смешанному характеру разрушения.

Полученные результаты могут быть полезны при анализе механизмов разрушения сталей, обработанных интенсивной пластической деформацией, при низкой температуре.

Благодарности

Испытания на ударный изгиб образцов выполнены С. Семеновым на оборудовании Центра коллективного пользования Якутского научного центра СО РАН, за что выражаем ему благодарность.

Фининсирование

Работа выполнена в рамках научного проекта № III.28.1.1 Программы № III.28.1 фундаментальных исследований Сибирского отделения РАН.

ЛИТЕРАТУРА

1. Солнцев Ю. П. Хладостойкие стали и сплавы: Учебник для вузов. — СПб.: Химиздат, 2005. — 480 с.
2. Бриджмен П. В. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. — М.: Изд-во иностранной литературы, 1955. — 444 с.
3. Сегал В. М., Резников В. И., Копылов В. И. и др. Процессы пластического структурообразования металлов. — Минск: Наука и техника, 1994. — 231 с.
4. Валиев Р. З., Александров И. В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. — М.: Академкнига, 2007. — 398 с.

5. **Zhu Y. T., Jiang H., Huang J., et al.** A new route to bulk nanostructured metals / *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2001. Vol. 32. P. 1559 – 1562.
6. **Сэстри Ш. М. Л., Добаткин С. В., Сидорова С. В.** Формирование субмикроструктурной структуры в стали 10Г2ФТ при холодном равноканальном угловом прессовании и последующем нагреве / *Металлы*. 2004. № 2. С. 28 – 35.
7. **Лотков А. И., Гришков В. Н., Дударев Е. Ф. и др.** Формирование ультрамелкозернистого состояния, мартенситные превращения и неупругие свойства никелида титана после «abc»-прессования / *Вопросы материаловедения*. 2008. № 1(53). С. 161 – 165.
8. **Stolyarov V. V.** Features of deformation behavior at rolling and tension under current in TiNi alloy / *Reviews on Advanced Materials Science*. 2010. Vol. 25. P. 194 – 202.
9. **Li L., Virta J.** Ultrahigh strength steel wires processed by severe plastic deformation for ultrafine grained microstructure / *Materials Science and Technology*. 2011. Vol. 27. N 5. P. 845 – 862.
10. **Maier G. G., Astafurova E. G., Maier H. J., et al.** Annealing behavior of ultrafine grained structure in low-carbon steel produced by equal channel angular pressing / *Materials Science and Engineering A — Structural Materials Properties Microstructure and Processing*. 2013. Vol. 581. N 1. P. 104 – 107.
11. **Яковлева С. П., Махарова С. Н., Борисова М. З.** Структура, свойства и особенности разрушения низколегированной стали в субмикроструктурном состоянии / *Металлы*. 2006. № 4. С. 71 – 78.
12. **Ботвина Л. Р., Тютин М. Р., Левин В. П. и др.** Особенности статического, ударного и усталостного разрушения стали 06МБФ с субмикроструктурной структурой / *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2008. Т. 74. № 1. С. 43 – 49.
13. **Клевцов Г. В., Валиев Р. З., Рааб Г. И. и др.** Механизм ударного разрушения стали 10 с субмикроструктурной структурой в интервале вязко-хрупкого перехода / *Деформация и разрушение материалов*. 2011. № 8. С. 9 – 13.
14. **Клевцов Г. В., Валиев Р. З., Клевцова Н. А. и др.** Прочность и механизм разрушения нелегированной среднеуглеродистой стали с ультрамелкозернистой структурой при однократных видах нагружения / *Физика металлов и материаловедение*. 2018. Т. 119. № 10. С. 1061 – 1069. DOI: 10.1134/S0015323018100078.
15. *Прогрессивные машиностроительные технологии. Т. 1.* / Под ред. А. В. Киричека. — М.: Издательский дом «Спектр», 2012. С. 230 – 262.
16. **Иванов А. М., Сыромятникова А. С., Петрова Н. Д.** Упрочнение интенсивной пластической деформацией и разрушение конструкционной стали / *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2012. № 3. С. 39 – 42.
2. **Bridgman P. V.** Study of large plastic deformations and rupture. — Moscow: Izd. inostrannoy literatury, 1955. — 444 p. [in Russian].
3. **Segal V. M., Reznikov V. I., Kopylov V. I., et al.** Processes of plastic structuring of metals. — Minsk: Navuka i tekhnika, 1994. — 231 p. [in Russian].
4. **Valiyev R. Z., Aleksandrov I. V.** Nanostructured materials obtained by severe plastic deformation. — Moscow: Logos, 2000. — 272 p. [in Russian].
5. **Zhu Y. T., Jiang H., Huang J., et al.** A new route to bulk nanostructured metals / *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2001. Vol. 32. P. 1559 – 1562.
6. **Sestri Sh. M. L., Dobatkin S. V., Sidorova S. V.** Formation submicrocrystalline structure in steel 10G2FT at cold equal-channel angular pressing and subsequent heating / *Metally*. 2004. N 2. P. 28 – 35 [in Russian].
7. **Lotkov A. I., Grishkov V. N., Dudarev Ye. F., et al.** Formation of ultrafine state, martensitic transformations and inelastic properties of NiTi after the «abc»-pressing / *Vopr. Materialoved.* 2008. N 1(53). P. 161 – 165 [in Russian].
8. **Stolyarov V. V.** Features of deformation behavior at rolling and tension under current in TiNi alloy / *Reviews on Advanced Materials Science*. 2010. Vol. 25. P. 194 – 202.
9. **Li L., Virta J.** Ultrahigh strength steel wires processed by severe plastic deformation for ultrafine grained microstructure / *Materials Science and Technology*. 2011. Vol. 27. N 5. P. 845 – 862.
10. **Maier G. G., Astafurova E. G., Maier H. J., et al.** Annealing behavior of ultrafine grained structure in low-carbon steel produced by equal channel angular pressing / *Materials Science and Engineering A — Structural Materials Properties Microstructure and Processing*. 2013. Vol. 581. N 1. P. 104 – 107.
11. **Yakovleva S. P., Makharova S. N., Borisova M. Z.** Structure, properties and features of the destruction of low-alloyed steel in the submicrocrystalline state / *Metally*. 2006. N 4. P. 71 – 78 [in Russian].
12. **Botvina L. R., Tyutin M. R., Levin V. P., et al.** Features of static, impact and fatigue failure of steel 06MBF with a submicrocrystalline structure / *Zavod. Lab. Diagn. Mater.* 2008. V. 74. N 1. P. 43 – 49 [in Russian].
13. **Klevtsov G., Valiev R. Z., Raab G. I., et al.** Mechanism of impact damage of steel 10 with a submicrocrystalline structure in the range of a viscous-brittle transition / *Deform. Razrush. Mater.* 2011. N 8. P. 9 – 13 [in Russian].
14. **Klevtsov G. V., Valiev R. Z., Klevtsova N. A., et al.** Strength and mechanism of destruction of unalloyed medium carbon steel with ultrafine-grained structure with single types of loading / *Fiz. Metal. Metalloved.* 2018. Vol. 119. N 10. P. 1061 – 1069 [in Russian].
15. *Advanced engineering technology. V. 1.* / Ed. A. V. Kirichek. — Moscow: Izdatel'skiy dom «Spektr», 2012. P. 230 – 262 [in Russian].
16. **Ivanov A. M., Syromyatnikova A. S., Petrova N. D.** Hardening of severe plastic deformation and fracture of structural steel reinforcing / *Uprochn. Tekhnol. Pokryt.* 2012. N 3. P. 39 – 42 [in Russian].

REFERENCES