

ИЗУЧЕНИЕ РАССЕЯНИЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ В КРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ХЛАДНОЛОМКОСТИ

Кантор М.М.², Боженков В.А.², Гаршев А.В.², Солнцев К.А.^{1,2}

¹*Руководитель проекта*

² *Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт
металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (ИМЕТ РАН), Москва, Россия,
kantor@imet.ac.ru*

Обычная практика выявления критического интервала температур хладноломкости состоит в построении температурных зависимостей ударной вязкости или соотношения хрупкой и вязкой составляющих в изломах ударных образцов [1-4]. Признаком критического интервала температур хладноломкости считают значительно меньшие величины ударной вязкости или доли вязкой составляющей в изломах по сравнению с их значениями при полностью вязком разрушении. Однако в результате испытаний в критическом интервале температур хладноломкости при каждой температуре испытаний получают ряд значений ударной вязкости образцов, а не однозначную величину. Поэтому пограничные значения критического интервала температур хладноломкости иногда определяют по наличию раздвоенности температурной зависимости ударной вязкости [5]. Иногда эту раздвоенность представляют двумя отдельными огибающими кривыми, одна из которых соответствует наивысшим, а другая – наименьшим значениям ударной вязкости, полученным в результате испытаний при одной и той же температуре номинально одинаковых образцов. Между этими огибающими располагаются индивидуальные значения, измеренные при одной и той же температуре, которые образуют зону рассеяния ударной вязкости. Поэтому для определения ударной вязкости в критическом интервале температур хладноломкости применяют аппроксимацию, состоящую в построении единой температурной зависимости её средних значений. Сигмоидальная форма кривой температурной зависимости ударной вязкости вызывает необходимость поиска нелинейного математического соотношения, которое бы наиболее удовлетворительно описывало реальное значение ударной вязкости. Для математического описания степени рассеяния результатов отдельных измерений используют статистические показатели: стандартное отклонение, дисперсию, вариационный размах, которые вполне достоверно характеризуют распределение, подчиняющееся закону нормального распределения. Однако, уже несколько десятилетий известно [6,7], что при температурах испытаний в критическом интервале хладноломкости распределение значений ударной вязкости ферритных сталей не может быть описано как нормальное. При испытаниях достаточно большого количества образцов обнаруживаются признаки расслоения на две отдельные группы измерений. В математической статистике такие распределения называют бимодальными. Бимодальность распределений, полученных в результате испытаний в идентичных условиях номинально одинаковых образцов в статистическом смысле отражает сосуществование при одной и той же температуре испытания двух механизмов разрушения.

С другой стороны, хотя существуют экспериментальные данные о зависимости рассеяния ударной вязкости в критическом интервале температур от некоторых особенностей микроструктуры [9,10], использование только статистических характеристик рассеяния не позволяет выявить связь между рассеянием ударной вязкости и особенностями микроструктуры стали.

Основываясь на результатах работы по проекту, нами предлагается интерпретировать ударную вязкость в критическом интервале температур хладноломкости, при которой само рассеяние значений ударной вязкости рассматривается как источник информации

об особенностях элементарных механизмов разрушения ферритных сталей в критическом интервале хладноломкости. Предлагаемый подход основан на анализе большого массива первичных значений, не подвергавшихся усреднению, селекции и отбраковке результатов измерений ударной вязкости. При каждой температуре испытывали не менее 70 стандартных образцов 10x10 мм с U-образным надрезом. Весь массив образцов был изготовлен из металла одного листа стали марки 09Г2С горячей прокатки. Для уменьшения различий между образцами, связанных с неоднородностью металла по толщине листа был использован лист толщиной 12 мм. Образцы вырезались путем снятия 1 мм металла с каждой стороны листа и по существу оказывались полнотолщинными. Для уменьшения различий между образцами, вызываемых неоднородностью металла по ширине листа для изготовления образцов использовали полосы шириной 200 мм на расстоянии одной четверти ширины от каждого края листа. Для уменьшения различий между образцами, вызываемых неоднородностью металла полосы были разрезаны на отрезки длиной 1000 мм и при каждой температуре испытаний использовали преимущественно образцы, изготовленные только из одной карты 1000x200 мм. После разрезания листа на такие более мелкие части половина металла была подвергнута термическому улучшению (закалке с отпуском). В работе рассмотрены результаты испытаний на ударный изгиб 433 образцов в состоянии после горячей прокатки и 455 образцов после термического улучшения.

Реализация такого подхода позволяет установить такие особенности механизмов разрушения при температурах критического интервала хладноломкости, которые при испытаниях ограниченного количества образцов неуловимы.

Функции вероятности появления различных значений ударной вязкости в результате испытания при определенной температуре приведены на рис. 1 и рис. 2 в виде точечных диаграмм.

Количество образцов (от 72 до 78), использованных для построения такого рода частотных распределений, можно охарактеризовать как минимально необходимое для регистрирования возможного рассеяния значений ударной вязкости. Однако такого числа испытаний явно недостаточно для построения достоверных и детализированных сложных распределений, являющихся полимодальными.

Для повышения наглядности частотных распределений по интервалам значений применен простой прием сглаживания, при котором интервал суммирования (усреднения) количества результатов на каждую точку принимался в 4 раза больше, чем шаг точек на диаграмме. Сумма частот под полученными распределениями приводилась к 76 измерениям.

Как видно из ранее представленных данных [8], даже для одного и того же структурного состояния вид кривых частотного распределения ударной вязкости при испытаниях в критическом интервале температур хладноломкости значительно различается в зависимости от температуры испытания (Рис. 1 и 2).

Симметричную кривую зависимости колоколообразного вида, описываемую нормальным законом распределения, наблюдали только в том случае, когда разрушение было полностью вязким, при более высоких температурах испытаний. В остальных случаях кривые эмпирических распределений значений ударной вязкости термоулучшенной стали представляют собой асимметричные кривые с более пологими вершинами, чем это имеет место в случае нормального распределения. При более низких температурах испытаний кривые распределений имеют две вершины. Отмеченные признаки еще более заметны на кривых распределений горячекатаной стали, в которых проявляется не только бимодальность, а при наиболее низкой температуре испытаний наблюдали несколько вершин на частотной кривой. То есть

даже на испытываемом количестве образцов показано наличие полимодального распределения значений ударной вязкости в критическом интервале температур.

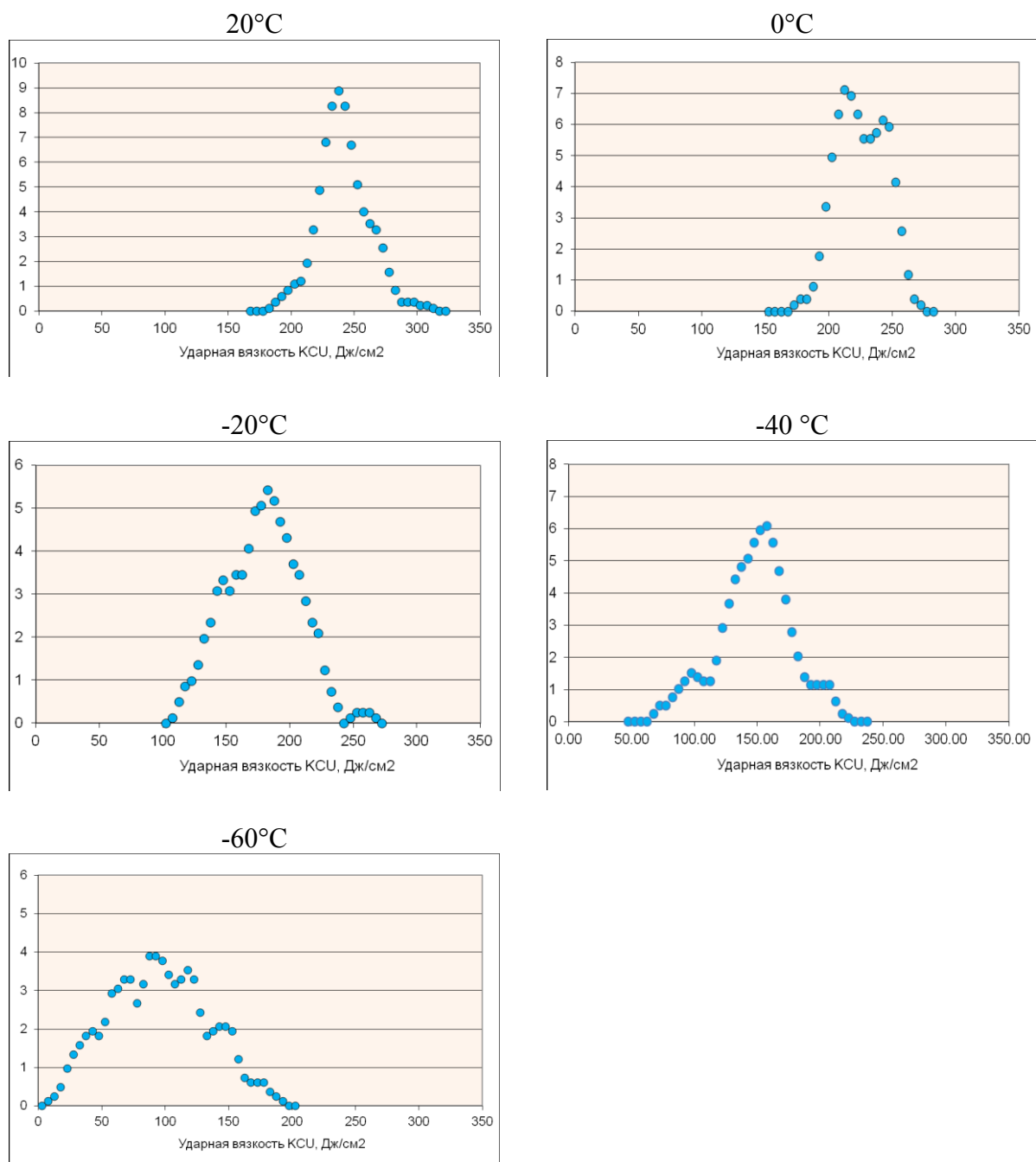


Рис. 1. Функции вероятности появления различных значений ударной вязкости в результате испытания при определенной температуре горячекатаной стали 09Г2С при различных температурах испытаний

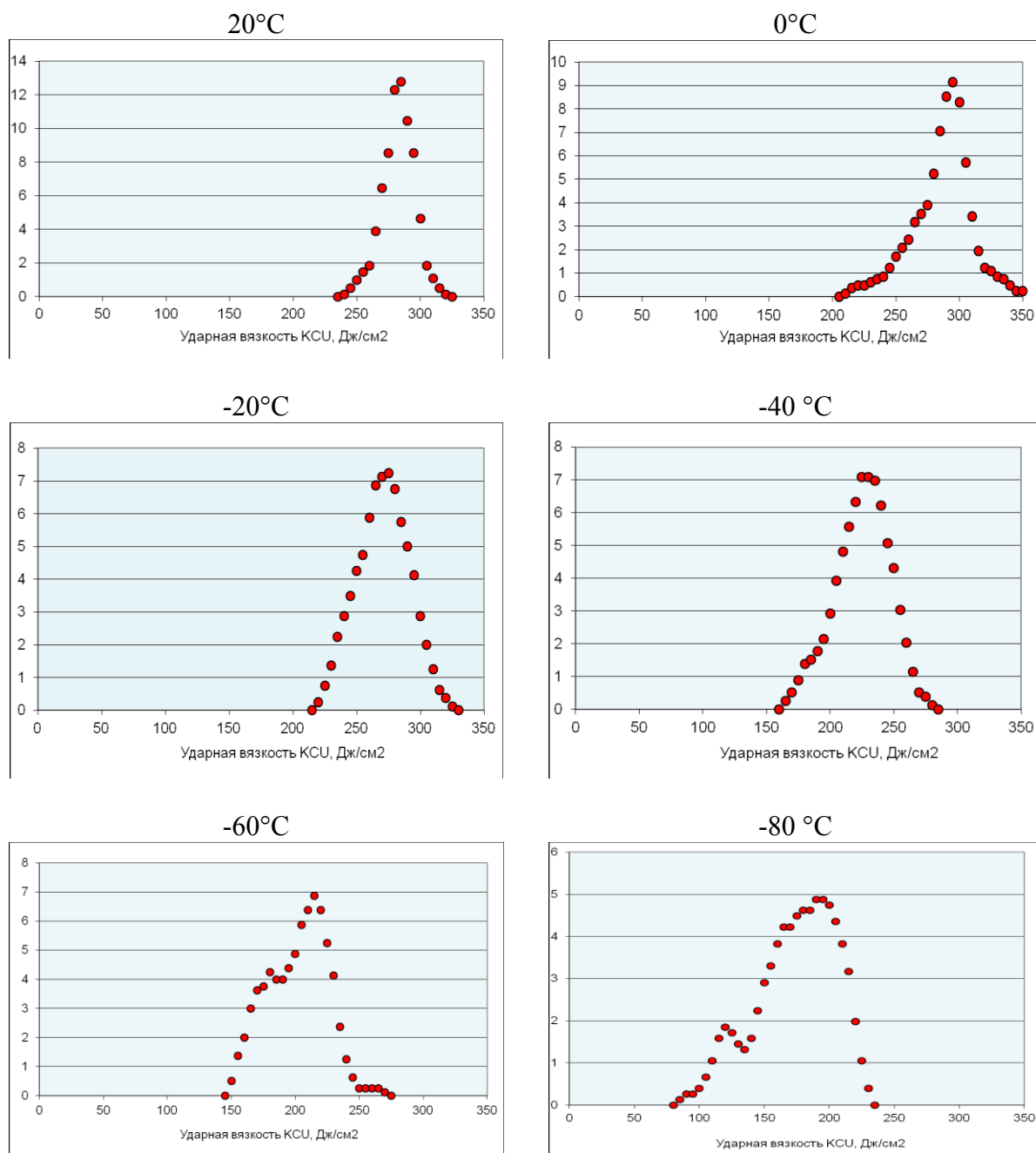


Рис. 2. Функции вероятности появления различных значений ударной вязкости в результате испытания при определенной температуре термоулучшенной стали 09Г2С при различных температурах испытаний.

Отклонение от нормального распределения указывает на то, что в критическом интервале температур хладноломкости совокупность измерений ударной вязкости при одной и той же температуре испытаний является смешанным неоднородным распределением, образованным смешиванием двух или, возможно, нескольких совокупностей с различающимися параметрами. Форма кривых таких смешанных распределений определяется соотношением, в котором смешаны совокупности, а так же отличием их параметров. В этой связи следует отметить, что погрешность аппроксимации смешанных распределений законом нормального распределения может быть весьма значительной даже тогда, когда все отдельные распределения были

нормальными. При сопоставлении температурных зависимостей для двух структурных состояний изученной стали очевидно явное и весьма значительное уменьшение ударной вязкости с понижением температуры испытаний. При этом уровень ударной вязкости термоулучшенной стали существенно выше. Принимая во внимание, что в обоих структурных состояниях испытывали металл одной и той же плавки, различия ударной вязкости в двух структурных состояниях обусловлены их микроструктурой. Можно предполагать, что основной причиной более высокого уровня ударной вязкости термоулучшенной стали является более мелкое зерно феррита (Рис. 3, 4). Также известно, что на рассеяние ударной вязкости существенное влияние оказывает распределение зерен по размерам [10].

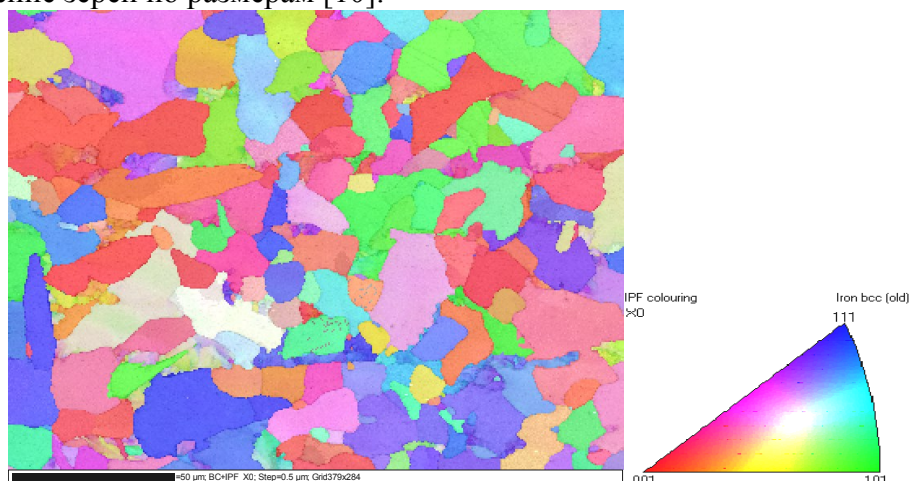


Рис. 3. Микроструктура поперечного сечения в направлении прокатки листа стали 09Г2С после горячей прокатки. Изображение получено регистрацией картин дифракции отраженных электронов в растровом электронном микроскопе. Цвет соответствует ориентации зерна в соответствии с кристаллографическими направлениями ОЦК α -Fe (001 – красный; 101 – зеленый; 111 - синий).

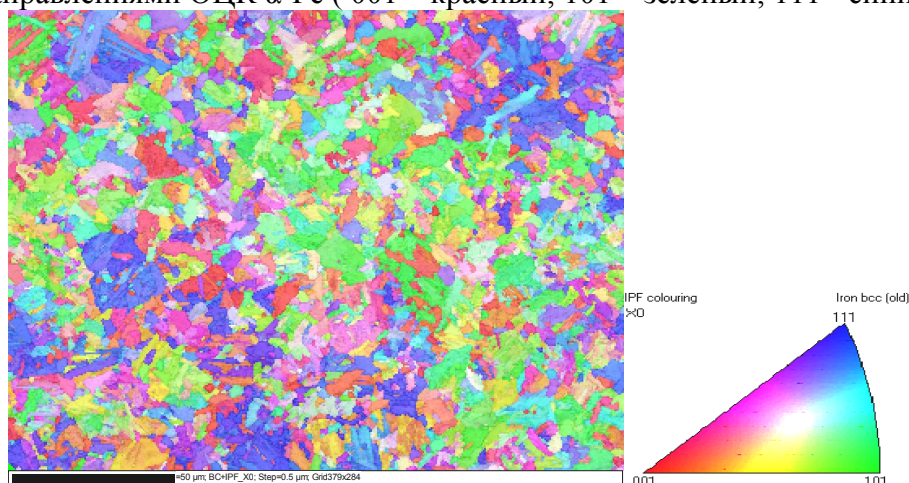


Рис. 4. Микроструктура поперечного сечения в направлении прокатки листа стали 09Г2С после термоулучшения. Изображение получено регистрацией картин дифракции отраженных электронов в растровом электронном микроскопе. Цвет соответствует ориентации зерна в соответствии с кристаллографическими направлениями ОЦК α -Fe (001 – красный; 101 – зеленый; 111 - синий).

Как следует из приведенных на рис. 1 и 2 частотных распределений ударной вязкости, ее максимальные значения при каждой температуре испытания редки и их следует рассматривать как события с малой вероятностью, но статистически значимые и не

случайные. Если максимальное значение ударной вязкости при каждой температуре испытания считать наибольшим из возможных, тогда эта величина выражает полный ресурс вязкости, присущий ферриту, имеющему микроструктуру, оптимальную с точки зрения предотвращения преждевременного скола, возникающего до исчерпания полного ресурса вязкости. Следует отметить, что зависимость максимальных значений ударной вязкости от температуры не описывается сигмоидальной зависимостью, используемой обычно для описания зависимости средних значений ударной вязкости в критическом интервале хладноломкости, что отмечено также в работе [8].

При таком рассмотрении рассеяние ударной вязкости, разрушение представляется результатом реализации актов облегченного зарождения хрупкого скола, обусловленных присутствием на фронте распространения разрушения элементов микроструктуры, которые оказываются способными к облегченному зарождению хрупкого скола [11]. В таком случае рассеяние значений ударной вязкости определяется наличием на фронте распространения разрушения элементов микроструктуры, способных инициировать хрупкий скол [14]. В отличие от вязкости феррита облегченное зарождение хрупкого скола определяется особенностями микроструктуры стали в первую очередь присутствием хрупких фаз [11]. На зарождение хрупкого скола в ферритной стали оказывают влияние также особенности распределения размеров зерен феррита. Однако, возможность проявления такой способности зависит от локального расположения этих элементов микроструктуры относительно фронта распространения разрушения, что и приводит к рассеянию значений ударной вязкости.

Необходимо отметить, что при сопоставлении температурных зависимостей ударной вязкости для двух структурных состояний уровень вязкости термоулучшенной стали существенно выше уровня вязкости, свойственного горячекатаной стали. Принимая во внимание, что в обеих сериях испытывали металл одной плавки, различия, полученных значений ударной вязкости следует приписать влиянию микроструктуры стали. То обстоятельство, что опять-таки при всех изученных температурах уровень минимальных значений ударной вязкости термоулучшенной стали значительно выше соответствующих величин горячекатаной стали, можно заключить, что те элементы микроструктуры, которые в горячекатаной стали являются более эффективными инициаторами зарождения хрупкого скола, в термоулучшенной стали либо менее эффективны, либо не существуют.

Отмеченное ранее [8] резкое увеличение рассеяния значений ударной вязкости в условиях испытаний при -60°C горячекатаной стали и менее выраженное аналогичное увеличение в условиях испытаний при -80°C для термоулучшенной стали, обусловленной появлением очень низких величин именно минимальных значений. Это означает вступление в действие при таких температурах испытания механизмов возникновения хрупкого скола, которые при более высоких температурах испытаний не эффективны. Следовательно, при испытаниях в критическом интервале температур хладноломкости при одной и той же температуре испытания возможно действие нескольких механизмов разрушения, которые различаются по меньшей мере инициаторами возникновения хрупкого скола.

Однако эффективность микроструктурных инициаторов зарождения хрупкого скола и соответственно их влияние на рассеяние ударной вязкости может быть различным в зависимости от температуры испытаний. В частности, весьма эффективными инициаторами зарождения хрупкого скола часто рассматривают включения сульфида марганца, особенно, если последние имеют строчечную форму. Из сопоставления результатов рентгеноспектрального микроанализа включений сульфидов в сталях, следует, что в процессе термической обработки металла существенных изменений ни в

морфологии строчечных включений сульфидов, ни в их химическом составе, по сравнению с включениями в горячекатаной стали, не произошло. Следовательно, если такие включения и являются инициаторами зарождения хрупкого скола, то они вносят одинаковый вклад в рассеяние ударной вязкости в обоих структурных состояниях и не могут быть причиной более низкого уровня ударной вязкости горячекатаной стали.

Необходимо также отметить еще одну аномалию часто наблюдаемую на температурных зависимостях ударной вязкости, а также вязкости разрушения и состоящую в повышенном рассеянии вязкости при температурах испытаний вблизи верхнего порога хладноломкости. Этот эффект достаточно хорошо проявляется на температурной зависимости ударной вязкости термоулучшенной стали при температуре испытания 0°C. Видно, что рассеяние ударной вязкости при этой температуре больше, чем при температурах более высоких или низких. Несомненно этот эффект того же происхождения, что и неоднократно описанная нестабильность результатов измерений вязкости разрушения в этом температурном интервале [15-17].

Таким образом, картина разрушения ферритных сталей в критическом интервале температур хладноломкости представляется следующей. Разрушение образцов с надрезом начинается с возникновения вязкой трещины. Одновременно с термоактивируемым процессом зарождения и движения дислокаций, посредством которого реализуется пластическая деформация, развивается практически не зависящий от температуры процесс декогезии в вершине трещины. Затрудненность пластической деформации является условием превращения вязкой трещины в хрупкую [12]. В результате пластической деформации происходящей при продвижении вязкой трещины, плотность дислокаций повышается, металл пластически деформируемых зон упрочняется, увеличивается концентрация напряжений в вершине трещины. Характерное для критического интервала температур хладноломкости состояние раздвоенности видов разрушения сохраняется до тех пор, пока растягивающие напряжения в вершине трещины поддерживаются на уровне напряжения декогезии. После достижения разрушающим напряжением величины, соответствующей напряжению скола вязкое напряжение переходит в хрупкое [5]. Как следует из частотных распределений, происходящие с большой поглощенной энергии акты разрушения, в которых возникновение трещины скола является результатом концентрации напряжений, создающихся в вершине вязкой трещины, редки. Из самого существования рассеяния значений ударной вязкости следует, что чаще пластическое течение прерывается в результате создания вблизи вершины вязкой трещины условий, облегчающих зарождение хрупкого скола, приведением в действие внешних инициаторов зарождения [11].

Из вышеизложенного следует, что разрушение ферритной стали в критическом интервале температур хладноломкости зарождение хрупкого скола может происходить посредством реализации двух различных механизмов, которые отличаются условиями зарождения хрупкого скола. Такие условия могут быть достигнуты в результате развития пластической деформации и исчерпания ресурса вязкости феррита. Этот процесс реализуется с максимальной величиной поглощенной энергии. Чаще необходимые условия достигаются до исчерпания всего ресурса вязкости, так как процесс пластической деформации прерывается облегченным зарождением хрупкого скола. Протекание такого механизма определяется эффективностью элементов микроструктуры как инициаторов зарождения хрупкого скола и их локальным расположением по фронту распространения разрушения.

Таким образом, в критическом интервале температур возможна реализация двух разных видов понижения вязкости, которые имеет различное происхождение. Во-первых, в критическом интервале хладноломкости с понижением температуры

испытаний увеличивается неспособность атомистически острых трещин к затуплению, свойственная из-за кристаллографических и прочностных особенностей скольжения и скола альфа-железа, как и другим переходным металлам с ОЦК решеткой [13]. Как следует из представленных результатов, такое изменение вязкости присуще ферриту только при микроструктуре стали, которая оптимальна в смысле предотвращения хрупкого скола, обусловленного присутствием в микроструктуре внешних по отношению к ферриту инициаторов его зарождения. Этот вид вязкости с понижением температуры меняется линейно. Во-вторых, при деформации в том же температурном интервале в ферритных сталях из-за их поликристалличности и содержания включений хрупких фаз облегчаются условия зарождения хрупкого скола. Температурная зависимость ударной вязкости – результат наложения двух ее составляющих. По-видимому, неполное совпадение пороговых температур этих составляющих является причиной повышенного рассеяния значений вязкости, которое неоднократно наблюдали при статистических исследованиях распределения вязкости разрушения.

1. W. Oldfield. *Journal Testing and Evalution*, 1979, **1** (6), 326-333.
2. S. Ingo, N. Blaes, B. Kocdemir, J. Brandenburger. *Stahl und Eisen: Zeitschrift fuer die Herstellung und Verarbeitung von Eisen und Stahl*, 2011, **2**, 55-58.
3. М.А. Штремель. *MuTOM*, 2008, **11**, 37-51.
4. J.P. Bressanelli, A. Moskowitz. *Transactions of the ASM*, 1966, **59**, 223–239.
5. A.S. Argon. *Acta metallurgica*, 1987, **35** (1), 185-196.
6. Ф.Ф. Витман, Я.Б. Салитра. *Журнал технической физики*, 1938, **8** (15), 1356-1365.
7. C. Crussard, R. Borione, J. Plateau, Y. Morillon, F.A. Maratray. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1956, **June**, 146-173.
8. М.М. Кантор, В.А. Боженков. *Материаловедение*, 2013, **11**, 3-14.
9. A.A. Sugden, H.K.D.H. Bhadeshia. *Recent Trends in Welding Science and Technology (TWR`89)*, eds. S.A. David and J.M. Vitek, ASM International, Ohio, U.S.A., 1989, 745-748.
10. D. Chakrabarti, M. Strangwood, C. Davis. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2009, **40A** (4), 780-795.
11. E. Smith. *International Journal of fracture mechanics*, 1968, **4** (2), 131-145.
12. E. Orovan. *Welding Research Supplement*, 1955, **34** (3), 157-160.
13. A. Kelly, W.R. Tyson, A.H. Cottrell. *Philosophical Magazine*, 1967, **15**, 567-586.
14. N.E. Petch. *Acta Metall.*, 1986, **34**, 1387–1393.
15. J.D. Landes, R. Herrera. *International Journal of Fracture*, 1988, **36**, R9-R14.
16. J. Watanabe, T. Iwadate, Y. Tanaka, T. Yokobori, K. Ando. *Engineering Fracture Mechanics*, 1987, **28** (5/6), 589-600.
17. D.J. Neville. *Engineering Fracture Mechanics*, 1987, **27**(2), 143-155.