

М.Ю. Симонов, А.М. Ханов, Г.С. Шайманов

Пермский государственный технический университет

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА ПАРАМЕТРЫ ИЗЛОМОВ И ХАРАКТЕРИСТИКИ СОПРОТИВЛЕНИЯ РОСТУ ТРЕЩИН ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Исследована структура сталей 09Г2С и 25 после закалки и отпуска в широком диапазоне температур. Проведена оценка ударной вязкости и динамической трещиностойкости низкоуглеродистых конструкционных сталей в различных структурных состояниях. Показано, что уровень ударной вязкости, определенный по стандартной методике, складывается из удельной работы распространения трещины в условиях плоской деформации, КСТ*, определяемой на образцах с двумя боковыми надрезами, и работы, затрачиваемой на формирование боковых утяжек. Изучены микромеханизмы роста трещин в сталях с различной структурой. Установлено, что повышение параметра динамической трещиностойкости, КСТ*, обусловлено формированием в изломе все большей доли крупных, глубоких ямок – «конусов», а повышение ударной вязкости, определенной по стандартной методике, КСТ, связано еще и с увеличением доли излома, занятой боковыми утяжками.

Ключевые слова: конструкционные стали, структура, микромеханизмы разрушения, динамическая трещиностойкость.

Введение. Для оценки сопротивления распространению трещины в условиях динамического изгиба в настоящее время, в соответствии с требованиями ГОСТ 9454–78, проводят испытания образцов с заранее нанесенной усталостной трещиной определенной длины (испытания по Дроздовскому). Величину ударной вязкости, КСТ, определенную как отношение работы распространения трещины A_{RT} к площади живого сечения образца $F_{\text{нетто}}$ считают количественной характеристикой удельной работы распространения трещины.

Необходимо, однако, принимать во внимание то обстоятельство, что при динамических испытаниях образцов с заранее нанесенной усталостной трещиной из низкоуглеродистых сталей по ГОСТ 9454–78 в низкоотпущенном и даже закаленном состоянии на их боковых поверхностях формируются значительные боковые утяжки (так называемое разрушение в условиях плосконапряженного состояния – ПНС), которые вносят весьма существенный вклад в уровень ударной вязкости.

В то же время в условиях эксплуатации реальных конструкций и деталей машин существует вероятность того, что при наличии трещин большой

длины или в случае массивных деталей разрушение даже такого вязкого материала, каким является низкоуглеродистая конструкционная сталь, будет происходить без образования боковых утяжек, т.е. в условиях плоскодеформированного состояния (ПДС). При этом уровень удельной работы распространения трещины может оказаться существенно ниже того, который был зафиксирован при стандартных испытаниях по методике Дроздовского.

Поскольку уровень удельной работы распространения трещины очень сильно, а в некоторых случаях – в решающей степени, зависит от структурного состояния сталей, возникает необходимость оценки влияния структурного состояния на изменение этого параметра при переходе от разрушения в условиях ПНС к разрушению в условиях ПДС.

В связи со всем сказанным, цель данной работы – установить, в какой степени структурное состояние низкоуглеродистых конструкционных сталей влияет на изменение параметров изломов, микромеханизмов роста трещины и уровня удельной работы распространения трещины в результате перехода к разрушению в условиях ПДС.

Материалы и методы исследования. Материалами для исследования служили листовые стали марок: 09Г2С и сталь 25. Химический состав сталей приведен в табл. 1.

Стали выплавлены на предприятии ОАО «Камасталь», технология выплавки и разливки: ДСП (скрап-электропечной процесс) + АКОС (продувка аргоном) + УНРС.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

Сталь	Содержание элементов, мас. %											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	Cu	Al	P	S	As
09Г2С	0,10	0,59	1,38	0,08	0,12	–	0,019	–	0,011	0,01	0,01	0,01
Сталь 25	0,24	0,26	0,59	0,12	0,14	0,02	0,004	0,22	0,008	0,01	0,008	0,01

Термическую обработку проводили в заготовках толщиной (диаметром) 12 мм на печах типа «Накал» с пределами регулирования температуры ± 2 °С. Температуры нагрева под закалку: сталь 09Г2С – 925 °С, сталь 25 – 875 °С, время выдержки – 1 ч, охлаждение в воде по одному образцу. Отпуск проводили при температурах 200, 400, 500 и 650 °С, время выдержки 2 ч, охлаждение на воздухе.

Оценку твердости исследуемых материалов проводили на твердомере ТК по методу Роквелла (шкалы С и В) в соответствии с требованиями ГОСТ 9013–59. Значение твердости определяли как среднее арифметическое по ре-

зультатам 7–10 замеров. Затем полученное среднее значение твердости по таблицам переводили в твердость по Бринеллю.

Исследование микроструктуры проводили на шлифах, приготовленных на поперечных сечениях ударных образцов. Для травления использовали 4%-ный раствор азотной кислоты в этиловом спирте. Травленные микрошлифы просматривали на световых микроскопах МИМ-8 и «Олимпус GX-51» при увеличениях 100–1250 крат. При работе на МИМ-8 для фиксации изображений использовали цифровую камеру Canon Digital Ixus 40. Полученные изображения обрабатывали с помощью программы Microsoft Photo Editor.

Объемную долю структурных составляющих оценивали методом сеток при стократном увеличении; размер зерен бывшего аустенита определяли методом измерения длин хорд по ГОСТ 5639–82.

Тонкую структуру исследовали на электронном микроскопе JEM-200СХ при ускоряющем напряжении 160 кВ. Образцы для исследования получали электролитической полировкой в фосфорно-хромовом электролите при напряжении 36 В.

Исследование микромеханизмов разрушения проводили на сканирующем электронном микроскопе Hitachi S-3400N при увеличении от 500 до 2000 крат и ускоряющем напряжении 20 кВ. Микромеханизмы разрушения изучали в тех участках излома, где трещина распространялась в условиях плоской деформации (центральная плоская часть изломов).

Испытания на ударный изгиб проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 9454–78 на образцах типа 15 (10×11×55 мм). Для выращивания трещины на образцах использовали вибратор Дроздовского; испытания проводили при температуре 20 °С на маятниковом копре КМ-30. Геометрические параметры образцов и изломов определяли с помощью бинокулярного микроскопа МБС-9 с точностью ±0,05 мм.

Ударную вязкость рассчитывали по формуле

$$КСТ = A_p / F,$$

где A_p – работа разрушения, снимаемая со шкалы копра с точностью до ±0,05 кГ · м; F – площадь живого сечения образца, см².

Определение ударной вязкости в условиях гарантированной плоской деформации проводили на образцах с двумя дополнительными боковыми V-образными надрезами глубиной 1,0 мм. Оценка ударной вязкости на образцах с боковыми надрезами дает возможность определять уровень удельной работы распространения трещины при разрушении в условиях ПДС – КСТ*.

Результаты и их обсуждение. Результаты проведенного металлографического анализа свидетельствуют о том, что структура стали 09Г2С после закалки с 925 °С и последующего отпуска при 200 °С представляет собой па-

кетный (речный, дислокационный) мартенсит (рис. 1, *а*). Низкое содержание углерода обуславливает относительно небольшой вклад твердорастворного механизма упрочнения, в связи с чем твердость стали 09Г2С в низкоотпущенном состоянии относительно невелика и составляет 32–36 HRC. Размер зерен бывшего аустенита, который оценили методом секущих, находится в пределах 10–12 мкм.

После отпуска при 400 °С субструктура мартенсита в целом сохраняется (рис. 1, *б*). В то же время при такой температуре отпуска в стали 09Г2С протекают термоактивируемые процессы, приводящие к снижению плотности дислокаций и распаду пересыщенного твердого раствора с образованием цементитных карбидов игольчатой формы, трех кристаллографических ориентировок. Такую структуру можно охарактеризовать как троостит отпуска. Твердость снижается до уровня 24–30 HRC.

После отпуска при 500 °С субструктура мартенсита сохраняется лишь частично (рис. 1, *в*). Известно, что в процессе отпуска при 500 °С в низкоуглеродистых низколегированных сталях активно протекают процессы полигонизации, первичной рекристаллизации и дальнейшего распада твердого раствора с выделением карбидных частиц сферической формы преимущественно на границах и субграницах¹. В результате твердость падает до уровня 16–20 HRC. Структуру, сформировавшуюся в стали 09Г2С после отпуска при 500 °С, в последнее время принято называть дисперсным сорбитом отпуска.

После отпуска при 650 °С исчезают последние признаки мартенситной субструктуры (рис. 1, *г*). Активно протекающий процесс собирательной рекристаллизации приводит к тому, что примерно половина объема занята ферритными полиэдрами без признаков какой-либо субструктуры со сферическими цементитными частицами – наблюдается структура сорбита отпуска. Кроме того, в структуре сохраняется примерно 50 % объемов, в которых процессы собирательной рекристаллизации еще не прошли, и поэтому в них сохраняется ячеистая субструктура (структура дисперсного сорбита отпуска). Твердость снижается до 170–174 НВ.

После закалки стали 25 с 885 °С и низкого отпуска при 200 °С ее структура, так же, как и структура низкоотпущенной стали 09Г2С, представляет собой пакетный мартенсит. Вследствие большего содержания углерода вклад твердорастворного упрочнения несколько больше, чем у стали 09Г2С, поэтому твердость стали 25 в низкоотпущенном состоянии выше и составляет 44–46 HRC.

При дальнейшем повышении температуры отпуска закономерности изменения структуры стали 25 такие же, как у стали 09Г2С: в результате отпуска

¹ Структурные аспекты циклической трещиностойкости закаленных и отпущенных сталей / М.Н. Георгиев [и др.] // ФХММ. – 1985. – Т. 21, № 5. – С. 48–53.

ка при 400 °С формируется структура троостита отпуска с твердостью 30–34 HRC, после отпуска при 500 °С – структура дисперсного сорбита отпуска с твердостью 25–29 HRC, после отпуска при 650 °С структура стали 25 представляет собой смесь дисперсного сорбита отпуска и сорбита отпуска, твердость 190–201 НВ. Существенным отличием, судя по данным М.Н. Георгиева, является то, что после отпуска при 650 °С доля сорбита отпуска в стали 25 несколько ниже и не превышает 25 %.

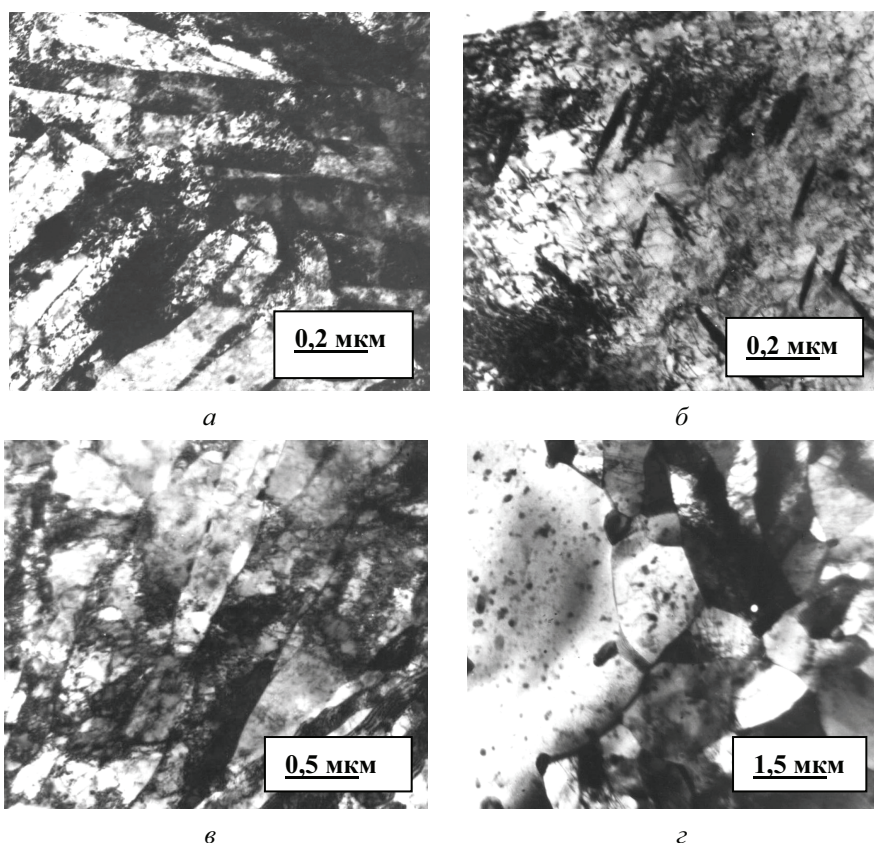


Рис. 1. Тонкая структура стали 09Г2С после закалки и отпусков при различных температурах: *а* – отпуск при 200 °С; *б* – отпуск при 400 °С; *в* – отпуск при 500 °С; *г* – отпуск при 650 °С

Общие данные по изменению уровня твердости исследуемых сталей представлены в табл. 2.

Оценка удельной работы распространения трещины, проведенная как по стандартной методике, так и на образцах с двумя боковыми надрезами, результаты которой представлены в табл. 3, показала, что удельная работа распространения трещины при разрушении в условиях ПНС (КСТ) во всех

случаях выше, чем работа распространения трещины в условиях плоской деформации (КСТ*). При этом с повышением КСТ увеличивается и КСТ*, и чем выше уровень КСТ, тем больше разница между этими характеристиками: $\Delta\text{КСТ} = \text{КСТ} - \text{КСТ}^*$.

Таблица 2

Изменение твердости исследуемых сталей в зависимости от температуры отпуска

Температура отпуска, °С	Твердость, HRC (HRB) / HB	
	Сталь 09Г2С	Сталь 25
200	32–36 / 311–341	44–46 / 422–444
400	25–30 / 255–293	30–34 / 293–327
500	16–20 / 215–229	25–29 / 255–285
650	88–89 / 170–174	92–94 / 190–201

Таблица 3

Характеристики ударной вязкости и динамической трещиностойкости сталей 09Г2С и 25

Температура отпуска, °С	Параметры ударной вязкости (КСТ) и динамической трещиностойкости (КСТ*) исследуемых сталей			
	Сталь 09Г2С		Сталь 25	
	КСТ, Дж/см ²	КСТ*, Дж/см ²	КСТ, Дж/см ²	КСТ*, Дж/см ²
200	90	60	21	17
400	140	80	85	48
500	180	110	119	82
650	230	135	219	130

Визуальный фрактографический анализ, результаты которого представлены на рис. 2, свидетельствует о том, что:

– при испытаниях образцов без боковых надрезов, независимо от режима отпуска, на боковых поверхностях присутствует значительная боковая утяжка;

– нанесение двух дополнительных V-образных надрезов глубиной 1,0 мм позволяет практически полностью избавиться от боковых утяжек, даже если материал находится в высоковязком состоянии, например сталь 09Г2С после отпуска при 650 °С.

Известно, что энергоемкость разрушения и, в конечном счете, уровень трещиностойкости материала определяется тем, какой механизм разрушения является доминирующим в данном конкретном случае. В связи с этим было принято решение оценить микромеханизмы роста трещины в исследуемых сталях.

Отсутствие утяжек на поверхности изломов образцов с боковыми надрезами дает возможность гарантированно исследовать именно тот механизм роста трещины, который в первую очередь зависит от структурного состояния и определяет уровень параметра КСТ*.

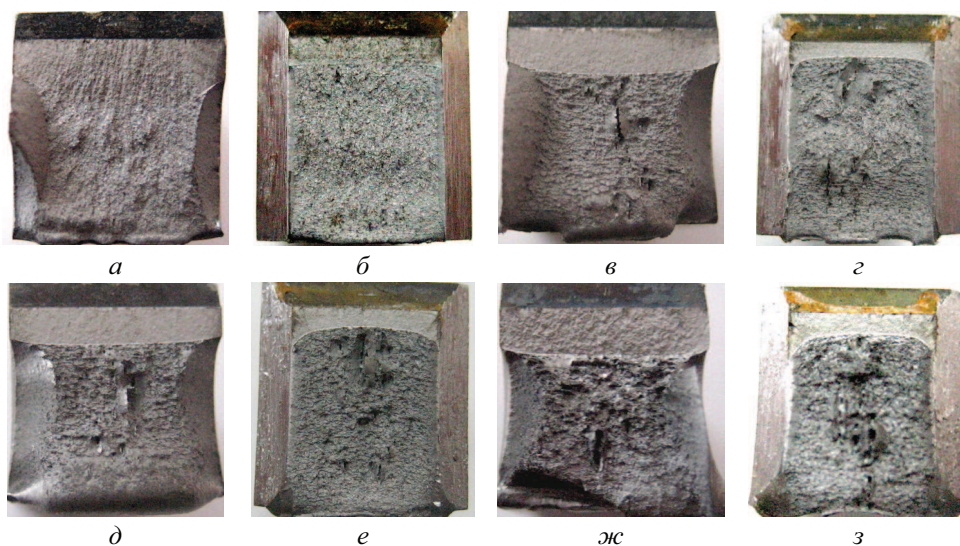


Рис. 2. Изломы образцов из стали 25 после различных режимов отпуска без боковых надрезов (*а, в, д, ж*) и с боковыми надрезами (*б, г, е, з*), $\times 3$.
а, б – отпуск при 200 °С; *в, г* – отпуск при 400 °С; *д, е* – отпуск при 500 °С;
ж, з – отпуск при 650 °С

Несомненно, что кроме структурного состояния уровень КСТ* зависит и от металлургического качества исследуемого металла. Однако поскольку все исследуемые стали выплавляли и деформировали на одном предприятии по единой технологии, можно считать, что их металлургическое качество и загрязненность неметаллическими включениями примерно одинаковы.

Результаты проведенных электронно-фрактографических исследований свидетельствуют о том, что в условиях ПДС низкоотпущенная сталь 09Г2С (отпуск при 200 °С) разрушается по смешанному механизму: на поверхности изломов наблюдаются как маленькие, очень неглубокие (уплощенные) ямки, так и фасетки квазискола с развитой инфраструктурой в виде микрогребешков, часто образующих замкнутый микрорельеф (рис. 3, *а*).

После отпуска при 400 °С основной рельефной составляющей изломов становятся уплощенные ямки, наряду с которыми фиксируются отдельные фасетки квазискола и более крупные и глубокие ямки в форме конусов с частицами неметаллических включений на дне (рис. 3, *б*).

Дальнейшее повышение температуры отпуска до 500 и далее до 650 °С приводит к тому, что ямки-конусы становятся доминирующей фрактурной составляющей изломов высокоотпущенной стали 09Г2С (рис. 3, в–г).

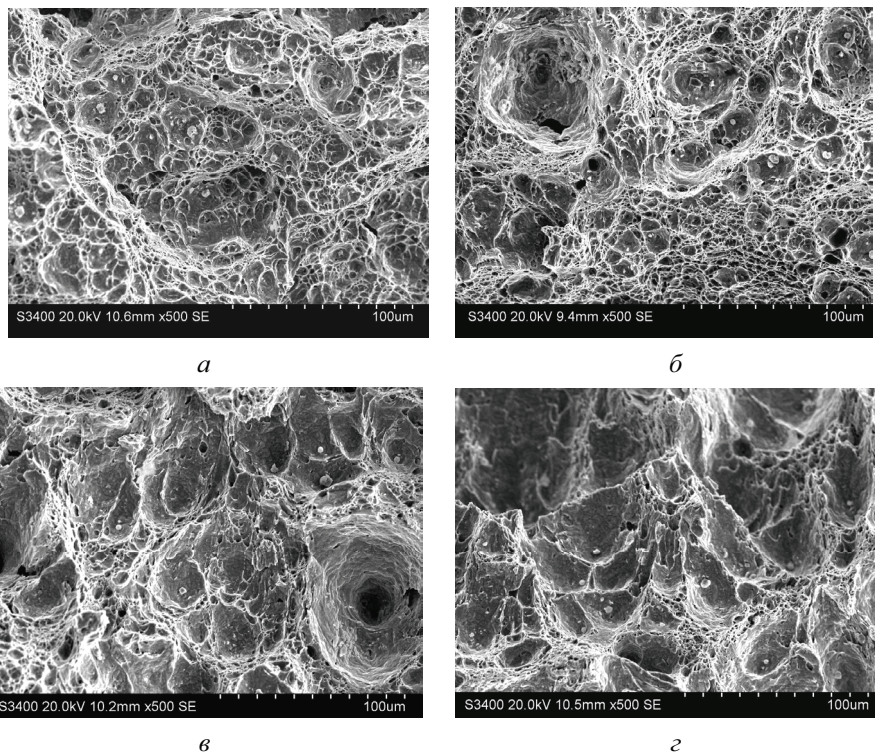


Рис. 3. Поверхность разрушения стали 09Г2С, отпуск при 200 (а), 400 (б), 500 (в) и 650 (г) °С

Основной фрактурной составляющей изломов стали 25 после отпуска при 200 °С (структура – пакетный мартенсит) являются фасетки квазискола (рис. 4, а). Превращение мартенситной структуры в троостит отпуска в результате повышения температуры отпуска до 400 приводит к смене доминирующего механизма роста трещины: на поверхности изломов наблюдаются в основном уплощенные ямки и лишь отдельные фасетки квазискола (рис. 4, б). Появление структуры дисперсного сорбита отпуска (отпуск при 500 °С) приводит к полному исчезновению признаков квазихрупкого разрушения: на поверхности изломов наблюдаются уплощенные ямки и отдельные ямки-конусы (рис. 4, в). В результате протекания начальных стадий процесса рекристаллизации при отпуске 650 °С доля ямок-конусов значительно возрастает (рис. 4, г).

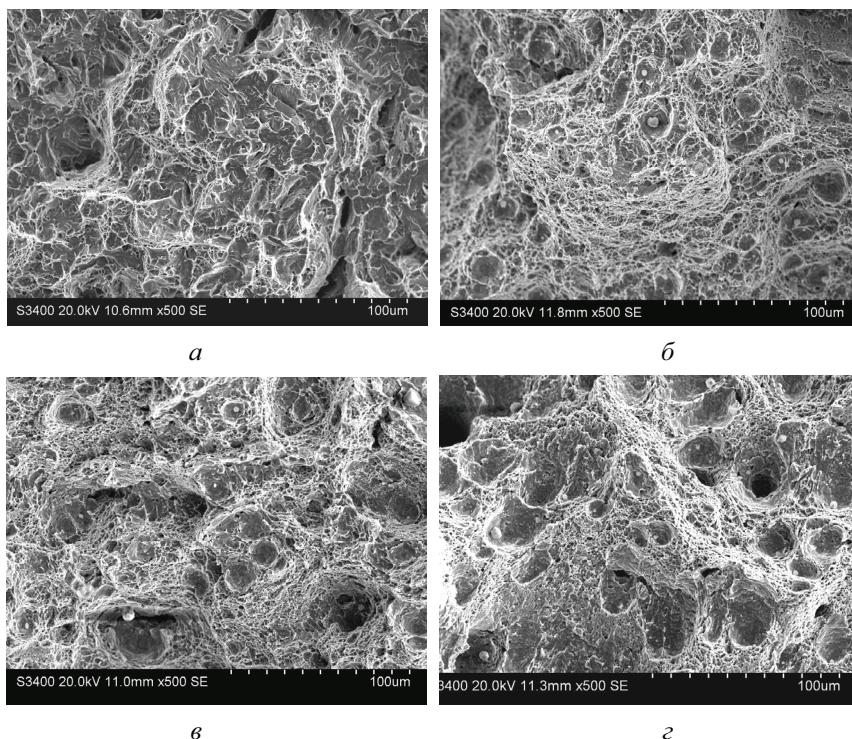


Рис. 4. Поверхность разрушения стали 25, отпуск при 200 (а), 400 (б), 500 (в) и 650 (г) °С

В табл. 4 приведены данные о твердости, структурном состоянии, уровне характеристики динамической трещиностойкости, КСТ*, и микромеханизмах роста трещины в условиях плоскодеформированного состояния. Очевидно, что реализация более энергоемкого механизма роста трещины приводит к получению более высокого уровня КСТ*, а реализация одного и того же доминирующего механизма роста трещины обеспечивает близкий уровень КСТ*.

Так, в стали 09Г2С, отпущенной при 400 °С, стали 25 после отпуска при 500 °С и стали 40 после отпуска при 650 °С доминирующим механизмом является образование и слияние микропор с образованием уплощенных ямок и небольшого количества крупных ямок-конусов. КСТ* при этом оказывается практически одинаковым: 80, 82 и 83 Дж/см² для сталей 09Г2С, 25 и 40 соответственно. В сталях 09Г2С и 25 после отпуска при 650 °С основной фрактурной составляющей являются ямки-конусы. Уровень КСТ* при этом оказался самым высоким и весьма близким: 135 и 130 Дж/см² соответственно для стали 09Г2С и стали 25.

**Взаимосвязь между уровнем динамической трещиностойкости,
механизмом роста трещины и структурным состоянием
конструкционных сталей**

Температура отпуска, °С	Уровень твердости, динамической трещиностойкости, механизм роста трещины и структурное состояние конструкционных сталей					
	Сталь 09Г2С			Сталь 25		
	КСТ*, Дж/см ² /НВ	Механизм роста трещины	Структура	КСТ*, Дж/см ² /НВ	Механизм роста трещины	Структура
200	60 / 325	Я + КС	М _{отп}	17 / 430	КС	М _{отп}
400	80 / 275	Я + ЯК	Т _{отп}	48 / 310	Я + КС	Т _{отп}
500	110 / 222	ЯК + Я	ДС _{отп}	82 / 270	Я + ЯК	ДС _{отп}
650	135 / 172	ЯК + Я	С _{отп} + ДС _{отп}	130 / 195	ЯК + Я	ДС _{отп} + С _{отп}

Примечание: Я – уплощенные ямки, ЯК – глубокие, крупные ямки-конусы, КС – квазискол, МС – межзеренный скол; М_{отп} – мартенсит отпуска, Т_{отп} – троостит отпуска, ДС_{отп} – дисперсный сорбит отпуска, С_{отп} – сорбит отпуска

Изменение относительной боковой утяжки, рассчитанной по формуле

$$\psi = [(t_n - t_k) / t_0] 100 \%,$$

при заданных значениях относительной длины трещины λ (рис. 5), свидетельствует о том, что по мере повышения температуры отпуска боковая утяжка увеличивается, параллельно с возрастанием ударной вязкости, КСТ.

Таким образом, можно считать, что увеличение ударной вязкости, КСТ, при заданной относительной длине трещины λ по мере повышения температуры отпуска связано не только с увеличением энергоемкости разрушения в условиях ПДС (увеличение КСТ*), обусловленным формированием все большего количества крупных и глубоких ямок-конусов, но и с увеличением вклада, вносимого все более значительными боковыми утяжками.

Сделаем следующие выводы.

1. Установлено, что уровень удельной энергии распространения трещины в низкоуглеродистых сталях в различных структурных состояниях, определенный по стандартной методике, КСТ, складывается из удельной работы распространения трещины в условиях плоской деформации, КСТ*, и работы, затрачиваемой на формирование боковых утяжек.

2. Показано, что повышение параметра динамической трещиностойкости, КСТ*, по мере трансформации мартенситной структуры в троостит отпуска и далее в дисперсный сорбит отпуска обусловлено формированием в плоской части излома все большей доли крупных, глубоких ямок – «конусов».

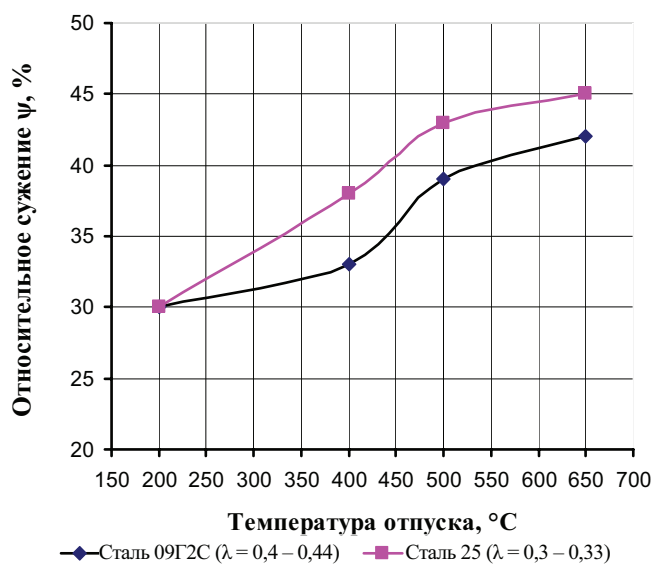


Рис. 5. Зависимость относительного сужения ψ от температуры отпуска стали 09Г2С и стали 25

3. Выявлено, что структурные превращения, происходящие по мере повышения температуры отпуска, приводят к увеличению относительного сужения и, как следствие, к увеличению работы, затрачиваемой на формирование боковых утяжек.

Получено 10.01.2011