

УДК 539.4.015+539.26+620.183.256+620.187.3+621.375.826+535.231.11

## ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ИЗЛУЧЕНИЯ ОПТИЧЕСКОГО КВАНТОВОГО ГЕНЕРАТОРА НА ПОВЕДЕНИЕ ТРЕЩИНОПОДОБНЫХ ДЕФЕКТОВ В СТАЛИ

А.М. Апасов

Юргинский технологический институт (филиал) ТПУ

E-mail: mchmyti@rambler.ru

*Изучено воздействие концентрированных потоков энергии лазерного излучения на трещиноподобные дефекты. Методами оптической, электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа исследована структура основного металла, области проплавления по границе основного металла и заклепки, а также металла самой заклепки. Были диагностированы фазовый состав, зеренная и дислокационная структура области проплавления и ее окрестностей. Экспериментально подтверждена возможность устранения (проплавления) дефектов типа трещин с выходом на поверхность металла.*

### **Ключевые слова:**

*Оптическая и электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ, зеренная, дефектная и дислокационная структуры, фазовый состав, излучение оптического квантового генератора, трещиноподобный дефект.*

### **Key words:**

*Optical and electron microscope, X-raying, grain, defect and dislocation structures, phase composition, optical quantum generator radiation, surface defect.*

### **Введение**

Последовательно проводимый глубокий анализ микроскопического механизма протекания физических явлений в твердых телах свидетельствует о том, что многие свойства и структурные характеристики металлов и сплавов определяются не только собственно их кристаллическим строением, но и имеющимися дефектами, т. е. отклонениями реальной структуры от идеальной. Именно поэтому на изучение различного рода дефектов кристаллических тел направлены основные усилия исследователей, занимающихся вопросами физики твердого тела.

В частности выявлено, что жаропрочность металлов и сплавов в значительной степени определяется процессом зарождения и развития пор, их коалесценцией с последующим образованием внутризеренных и межзеренных микротрещин. В связи с этим задача о поведении изолированной (одиночной) поры в твердом теле представляет определенный интерес для многих прикладных разделов физики твердого тела (физика спекания, физика прочности) [1–4].

В монографии [1] излагаются приближенные расчеты кинетики изменения радиуса изолированной поры в кристаллическом теле в двух предельных случаях – когда определяющим является либо механизм вязкого течения, либо механизм диффузионного растворения поры. Безотносительно к молекулярному механизму процесса, «залечивание» поры при вязком течении осуществляется вследствие направленного перемещения вещества к центру поры. «Залечивание» поры механизмом диффузионного растворения осуществляется путем поакансионного перемещения объема поры к внешней границе образца. В обоих этих случаях уменьшение объема поры не сопровождается появлением остаточных изменений в структуре среды, окружающей пору.

Кроме того, известно, что наличие развитой сетки границ между элементами макро- и микро-структуры, а также микротрещин и пор диффузия происходит значительно быстрее, чем в собственно объеме зерна. Поэтому «залечивание» трещин внутри кристаллитов и, в частности, зерен является весьма проблематичным.

В качестве модели трещины и трещиноподобные дефекты можно представить в виде полости, ограниченной свободными поверхностями. Согласно [5] внутри кристалла каждый атом удерживается в своем положении равновесия силами связи, симметрично распределенными между окружающими его со всех сторон соседними атомами. На свободной поверхности кристалла атом находится рядом с другими, лежащими с ним в одной плоскости и плоскости, находящейся непосредственно ниже. Однако над ним отсутствуют соседние атомы. Вследствие этого силы, удерживающие, поверхностные атомы, несимметричны. Следовательно, эти атомы не могут принять положение, соответствующее равновесному состоянию и наименьшей энергии кристалла.

Таким образом, структура кристалла на его свободной поверхности и непосредственно под ней оказывается искаженной. Локальное искажение является признаком запасенной энергии точно так же, как если бы подобные искажения возникли в результате действия внешней нагрузки. Такая форма запасенной потенциальной энергии наблюдается на всех свободных поверхностях кристалла, поэтому ее называют поверхностной энергией. Отсюда следует, что силы межатомного взаимодействия атомов, находящихся на свободной поверхности кристаллов, неуравновешены, а сами атомы уже находятся в напряженном состоянии.

Таким образом, для формирования симметрично распределенных связей между атомами на свободных поверхностях, необходимо скомпенсиро-

вать на них избыточную потенциальную энергию на атомном уровне за счет внешнего воздействия источников концентрированных потоков энергии (КПЭ) когерентного излучения оптического квантового генератора (ОКГ). Другими словами, в принципе, может быть реализован процесс устранения трещин и трещиноподобных дефектов.

Известно, что при плотностях потока, превышающих  $\sim 10^4$  Вт/см<sup>2</sup>, и длительности импульса излучения лазера порядка нескольких мкс с поверхности большинства металлов происходит квазистационарное испарение, причем интенсивность испарения (масса вещества с единицы площади в единицу времени) определяется физическими свойствами вещества и характеристиками КПЭ [6].

Цель данной работы заключается в экспериментальном исследовании процессов воздействия КПЭ лазерного излучения на имеющиеся межзёренные, внутризёренные трещины, микротрещины и другие трещиноподобные дефекты с выходом на поверхность образца для их устранения. Теоретические же исследования физических и физико-химических процессов, протекающих в зонах воздействия КПЭ сфокусированного излучения с различными длинами волн на материалы, детально рассмотрены в сборниках и монографиях [6–9].

#### Эксперимент

Эксперимент состоял в облучении трещиноподобных дефектов на трубопроводе размером 20×2 мм из стали 08X18H10T импульсами излучения оптического квантового генератора типа «Квант 12». Глубина проплавления трещиноподобных дефектов варьировалась в зависимости от длительности импульсов излучения ОКГ и величины напряжения на его модуляторе.

Трещиноподобные дефекты имитировались путем засверловки металла трубопровода с последующей установкой (запрессовкой) с натягом заклепок из стальной проволоки марки 04X19H9, которые впоследствии зашлифовывались заподлицо с поверхностью трубопровода. Луч лазера фокусировался на границу раздела заклепки и трубы.

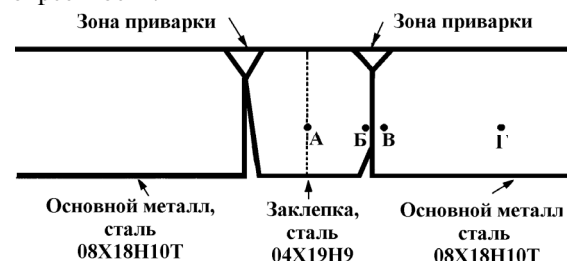
Для достижения поставленной цели, т. е. определение качества области проплавления по границе основного металла и заклепки и, соответственно, устранение трещиноподобных дефектов, были использованы методы оптической, электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. В связи с этим одной из основных задач исследования явилось изучение фазового состава, зеренной и дислокационной структуры основного металла, области проплавления и металла заклепки.

#### Материалы и задачи исследования\*

В настоящем разделе детально исследована структура металла заклепки и ее окрестности в стали 08X18H10T. Эта сталь является основным мате-

риалом, а материалом заклепки является сталь 04X19H9. Методами оптической и электронной микроскопии была исследована структура основного металла и заклепки (рис. 1).

Заклепка была приварена к основному металлу методом лазерной сварки. Были диагностированы: фазовый состав, зеренная и дислокационная структура основного металла, заклепки и ее окрестности.



**Рис. 1.** Схема исследования соединения образца с заклепкой. B-B' — околошовная зона. Точки: A — материал в центре заклепки; B — материал на границе заклепки; B' — материал основного металла по границе с заклепкой; Г — отстоит от центра шва на расстоянии 8 мм

Главной задачей исследования было определение качества проплавления металла по границе раздела основного металла трубы и заклепки.

#### Методика исследования и используемые приборы

Оптические исследования проводились на микроскопе МИМ-10 при увеличениях 100?1000 крат. Поверхность шлифов готовили методом электролитической полировки с последующим электролитическим травлением по стандартной технологии [10]. Электронно-микроскопические исследования выполнялись на электронном микроскопе ЭМ-125»К» при ускоряющем напряжении 125 кВ. Тонкие фольги готовились методом электролитической полировки в насыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте. Рентгеноструктурные исследования проводились на аппарате ДРОН-1,5 в монохроматизированном Fe-K<sub>α</sub>-излучении с записью на диаграммную ленту в автоматическом режиме. Все рефлексы на дифрактограммах проиндексированы с целью определения основных фазовых составляющих, а затем проведен расчет количественных характеристик.

В ходе рентгеноструктурных, оптических и электронно-микроскопических измерений определяли следующие параметры структуры материала: параметры кристаллических решеток присутствующих в материале фаз, их объёмную долю, размер зерен, фазовых прослоек и карбидных частиц, скалярную плотность дислокаций. Размер зерен, фазовых прослоек, карбидных частиц, скалярную плотность дислокаций определяли методом секущей [10, 11].

Специально исследовалась сплошность соединений, наличие в них трещин и полей напряжений.

\* Материалы исследования получены при участии Э.В. Козлова, Н.А. Поповой, Л.Н. Игнатенко и В.П. Подковки.

**Результаты исследования**

**Фазовый состав основного материала.** Сталь 08X18H10T относится к классу аустенитных сталей, поэтому основной фазой является  $\gamma$ -фаза.  $\gamma$ -фаза – это твердый раствор элементов замещения (Ni и Cr) и внедрения (углерода) с параметром кристаллической решетки  $a_\gamma=0,36$  нм. Карбидная фаза представлена в основном фазой TiC с параметром кристаллической решетки  $a=0,433$  нм. Наряду с основным карбидом TiC в матрице присутствуют мелкие частицы карбида  $M_{23}C_6$  ( $Cr_{23}C_6$ ).

Результаты структурно-фазового анализа основного металла аустенитной стали 08X18H10T представлены ниже

Фаза $V_\phi$ , * мас. %	
$\gamma$ .....	98,5
$\alpha$ .....	0
TiC .....	1,5
$M_{23}C_6$ .....	0

\* Объемная доля фазы вдали от заклепки

Карбид TiC в матрице выделяется в виде неравноосных частиц, изображение которых приведены на рис. 2.



**Рис. 2.** Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры стали 08X18H10T (основной материал) вдали от заклепки. Стрелками отмечены частицы карбидов TiC

Средние размеры частиц в материале основного металла составляют: длина – 0,4...0,5 мкм, ширина – 0,20...0,25 мкм. Объемная доля карбида TiC составляет величину 1,5...2,0 %. Эти данные получены методами: 1) рентгеноструктурного анализа и 2) дифракционной электронной микроскопии с последующим их усреднением. Здесь необходимо учесть, что, если весь титан находится в карбиде, а высокая теплота образования карбида TiC этому способствует, объемная доля этого карбида должна быть вблизи 2 %. В этом случае в карбиде TiC находится часть углерода в количестве 0,22 мас. %.

Вторым карбидом является карбид  $M_{23}C_6$  на базе хрома, т. е. в основном  $Cr_{23}C_6$ , слегка легированный железом. Этот карбид наблюдается в виде сферических частиц. Объемная доля этого карбида невелика и составляет величину ~0,1 %.

Остальную часть объема (~98 %) занимает  $\gamma$ -фаза. Ее параметры приведены ниже.

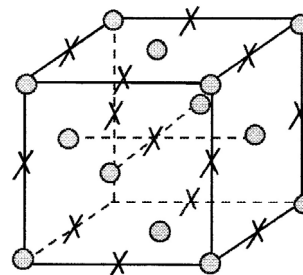
**Параметры  $\gamma$ -фазы основного металла (сталь 08X18H10T)**

Параметр кристаллической решетки $a_\gamma$ , нм	0,3593
Напряжения II рода $\Delta d/d$ .....	1,2
Средний размер зерна $\bar{D}$ , мкм .....	8,8
Скалярная плотность дислокаций $\rho \cdot 10^{-10}$ , см <sup>-2</sup> ..	1,51
Амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки $\chi$ , см <sup>-1</sup> .....	430
	( $\chi_{пл.}=380$ ; $\chi_{упр.}=50$ )
Амплитуда внутренних (дальнодействующих) напряжений $\tau$ , МПа .....	320
	( $\tau_{пл.}=250$ ; $\tau_{упр.}=70$ )

$a_\gamma$  и  $\Delta d/d$  измерены методом рентгеноструктурного анализа;  $\bar{D}$  – методом оптической микроскопии;  $\rho$ ,  $\chi$  и  $\tau$  – методом электронно-микроскопического анализа.

**Оценка содержания углерода в твердом растворе.**

Выше было указано, что 0,22 мас. % углерода находится в карбидах. Остальной углерод должен находиться на дефектах кристаллического строения и в  $\gamma$ -твердом растворе в позициях внедрения (рис. 3) в октаэдрических междоузлиях.



○ - узлы, которые могут быть занятыми атомами железа, никеля или хрома;  
X - междоузлия (октаэдрические), часть из которых занята атомами углерода или азота

**Рис. 3.** Элементарная ячейка  $\gamma$ -твердого раствора

Количество растворенного в позициях внедрения углерода можно оценить. Для этого используем экспериментально измеренное значение параметра кристаллической решетки  $\gamma$ -фазы (см. выше) и сравним это значение со значением параметра  $\gamma$ -твердого раствора Fe-18Cr-10 Ni без углерода. Последнюю величину найдем из соотношения [12]:

$$a_{\gamma(C_c=C)} = 2\sqrt{2}(R_{Cr}C_{Cr} + R_{Ni}C_{Ni} + R_{Fe}C_{Fe}), \quad (1)$$

где  $R_i$  – радиус, а  $C_i$  – концентрация соответствующего элемента. Величина  $a_\gamma$  колеблется в пределах 0,3564...0,3581 нм в зависимости от величины  $R_{Fe}$ . Известно, что радиус атома железа в различных сталях неодинаков и может изменяться в пределах 0,125...0,127 нм [13]. В соответствии с этим  $a_\gamma$  для безуглеродистого аустенита ожидается в пределах 0,3584...0,3581 нм. Концентрация атомов углерода ( $C_c$ ) в позициях внедрения  $\gamma$ -твердого раствора может быть определена из соотношения:

$$C_c = \frac{a_{\gamma(C_c)} - a_{\gamma(C_c=0)}}{2\sqrt{2}K}, \quad (2)$$

где  $a_{\gamma(C_0)}$  – экспериментально измеренный параметр кристаллической решетки  $\gamma$ -твердого раствора;  $a_{\gamma(C_0=0)}$  – теоретически определенный по формуле (1);  $K$  – коэффициент, равный 0,044...0,065 [14]. Использование формул (1) и (2) позволило определить концентрацию углерода в  $\gamma$ -фазе. Она оказалась в пределах 0,27...0,66 мас. %, с наиболее вероятным значением 0,45 %. Можно сделать вывод, что на дефектах кристаллического строения находится 0,1 мас. % углерода. Остальной углерод находится в  $\gamma$ -твердом растворе. Общий баланс углерода в исследованной стали приведен ниже. Видно, что углерод распределен между достаточно различными позициями.

Фаза С, мас. %	
$\gamma$ -твердый раствор	0,45
TiC	0,22
M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	>>0,01
Дефекты кристаллического строения	~0,10

**Зеренная и дефектная структура основного металла.** Зеренная структура исходного материала ( $\gamma$  твердый раствор) изображена на рис. 4.

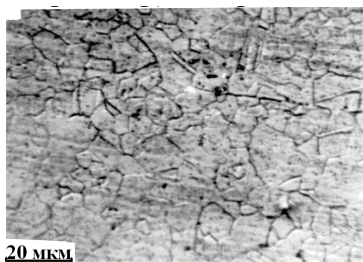


Рис. 4. Микроструктура основного материала (сталь 08X18N10T) вдали от заклепки

Средний размер зерна  $\bar{D}$  колеблется в пределах 9...10 мкм, т. е. оно достаточно мелкое. Скалярная плотность дислокаций измерялась специально вдали от зоны воздействия излучения ОКГ (заклепка). В материале, в который внедрялась заклепка, скалярная плотность дислокаций оказалась равной  $\rho=15,1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  (см. выше), что указывает на более высокую эффективность воздействия лазерного излучения на металл по сравнению с аргонодуговой сваркой. Дислокационная структура в основном материале – сетчатая (рис. 5).

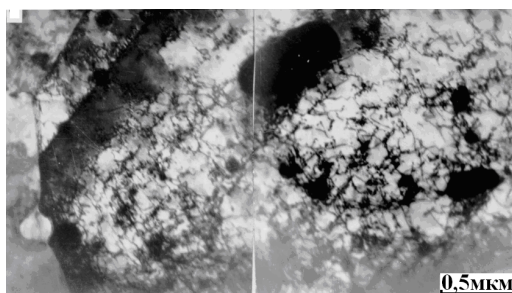


Рис. 5. Дислокационная структура основного материала (сталь 08X18N10T) вдали от заклепки

**Фазовый состав и зеренная структура материала заклепки.** Материал заклепки – сталь 04X19N9. Исходная структура этой стали не исследовалась. Здесь описана структура материала после лазерного воздействия с целью проплавления области контакта заклепки и основного металла. Основу материала заклепки составляет  $\gamma$ -твердый раствор с деформационными двойниками, развитой дислокационной структурой и деформационным мартенситом. Оптическое изображение зеренной структуры в центре заклепки дано на рис. 6, из которого следует, что большинство зерен хорошо наклепано. Полировка выявляет контраст от двойников отжига, деформации и  $\epsilon$ -мартенсит. Общий вид структуры основного материала заклепки дан в сечении на рис. 7. Видно, что лазерная сварка в основном не удалась.

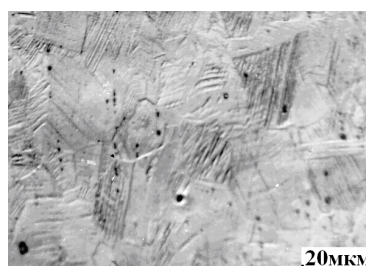


Рис. 6. Зеренная структура материала в центре заклепки

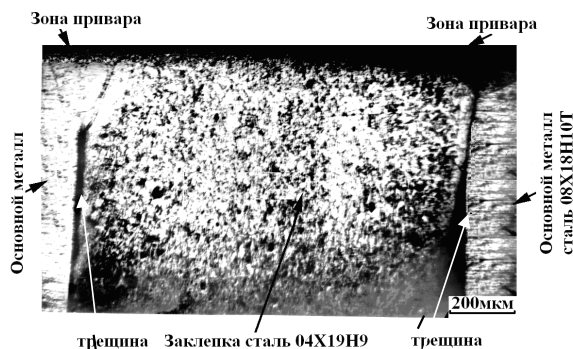


Рис. 7. Микроструктура металла в продольном сечении заклепки

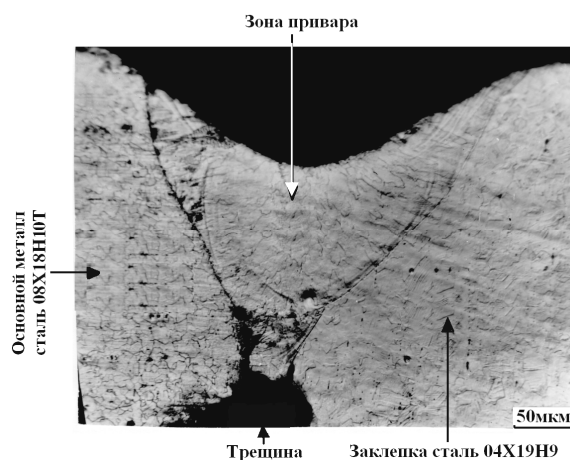


Рис. 8. Зона привара заклепки. Микроструктура сечения заклепки

Зона проплавления наблюдается только лишь в верхней части заклепки (рис. 8) и, тем не менее, она недостаточно совершенна. Отсюда следует, что КПЭ лазерного излучения больше способствовали протеканию процесса деформирования, чем проплавлению материала.

Область аустенита можно разделить на зерна  $\gamma$ -фазы, содержащие: 1) только  $\gamma$ -фазу; 2) пластины  $\varepsilon$ -мартенсита; 3) пластины  $\varepsilon$ -мартенсита и деформационных микродвойников; 4) деформационные микродвойники. Оптическое и электронно-микроскопическое изображение всех типов зерен приведены на рис. 9–12.

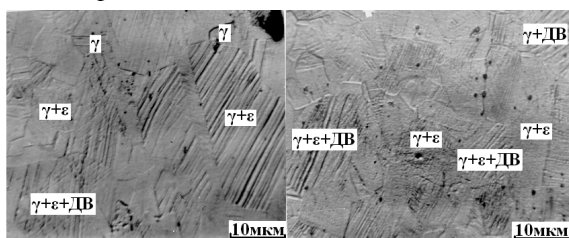


Рис. 9. Микроструктура заклепки. Сталь 04Х19Н9. Отмечены различные типы зерен, присутствующие в центральной части материала

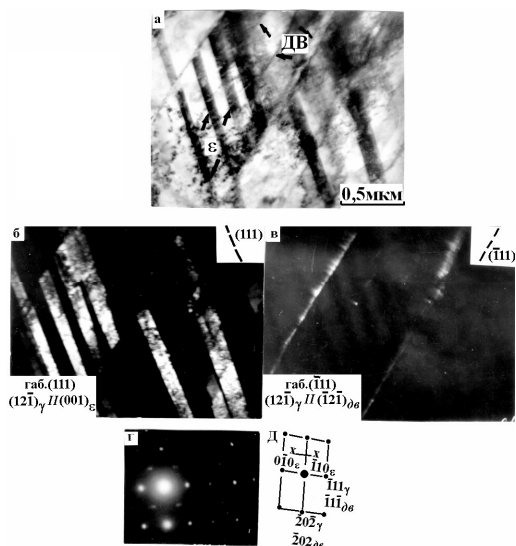


Рис. 10. Электронно-микроскопическое изображение участка зерна  $\gamma$ -фазы, содержащего пластины  $\varepsilon$ -мартенсита и деформационные микродвойники. Центральная часть заклепки. Сталь 04Х19Н9: а) светлопольное изображение; б) темнопольное изображение, полученное в рефлексе  $[110]$   $\varepsilon$ -мартенсита, плоскость габитуса –  $(111)$  при этом выполняется условие:  $(12\bar{1})_{\gamma} \parallel (001)_{\varepsilon}$ ; в) темнопольное изображение, полученное в рефлексе  $[1\bar{1}1]$  микродвойников, плоскость габитуса –  $(\bar{1}11)$  при этом:  $(12\bar{1})_{\gamma} \parallel (\bar{1}\bar{2}\bar{1})_{\text{дв}}$ ; г) микродифракционная картина, на которой присутствуют рефлексы плоскости  $\gamma$ -фазы (матричная плоскость) –  $(12\bar{1})_{\gamma}$  и две плоскости:  $(001)$  –  $\varepsilon$ -мартенсита и  $(\bar{1}\bar{2}\bar{1})$  – микродвойников; д) индцированная схема (г)

Было установлено, что состав дефектов четырех типов зерен зависит от их размера. Первый тип зерен, содержащих только  $\gamma$ -фазу, – наименьший. Их

средний размер составляет величину 11,3 мкм, что значительно меньше (почти в 2 раза) среднего размера зерна материала заклепки, который составляет 20,6 мкм. Наибольшими являются зерна, в которых присутствуют деформационные микродвойники и пластины  $\varepsilon$ -мартенсита. Их средний размер – наибольший и равен 24,7 мкм. Зерна, содержащие либо пластины  $\varepsilon$ -мартенсита, либо микродвойники, соизмеримы по размеру (15...18 мкм). Можно констатировать, что как микродвойники, так и пластины  $\varepsilon$ -мартенсита деформационного происхождения. На рис. 13 представлено распределение всех четырех типов зерен по размерам. Из него видно, что с ростом размеров доля зерен, деформированных двойникованием и  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращением, возрастает. Доля зерен, в которых происходит лишь скольжение, невелика. С ростом размера зерен доля зерен с пластинами  $\varepsilon$ -мартенсита проходит через максимум и убывает (рис. 13).

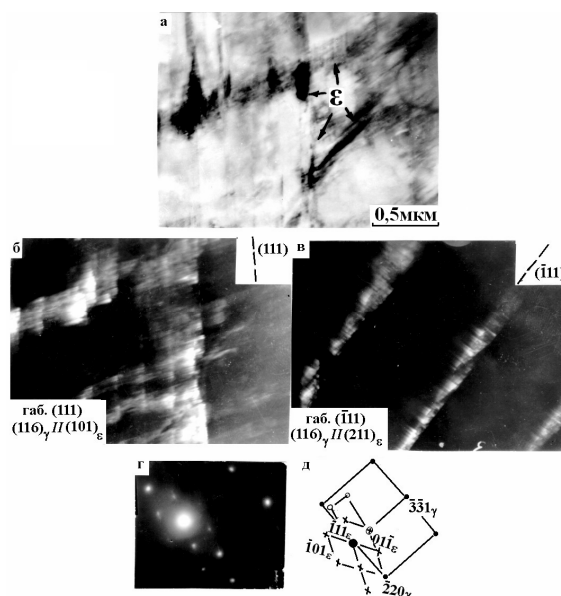
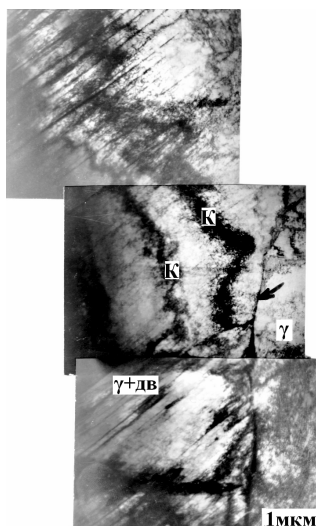


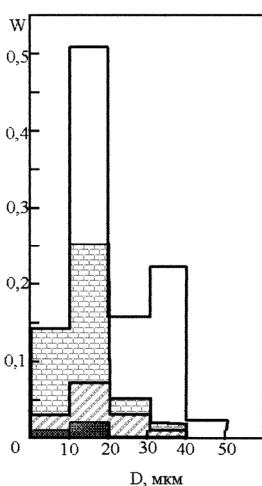
Рис. 11. Электронно-микроскопическое изображение участка зерна  $\gamma$ -фазы, содержащего две пересекающиеся системы пластин  $\varepsilon$ -мартенсита. Центральная часть заклепки. Сталь 04Х19Н9: а) светлопольное изображение; б) темнопольное изображение, полученное в рефлексе  $[110]$  первой системы пластин  $\varepsilon$ -мартенсита, плоскость габитуса –  $(111)$  при этом выполняется условие:  $(116)_{\gamma} \parallel (101)_{\varepsilon}$ ; в) темнопольное изображение, полученное в рефлексе  $[01-1]$  второй системы пластин  $\varepsilon$ -мартенсита, плоскость габитуса –  $(\bar{1}11)$  при этом:  $(116)_{\gamma} \parallel (211)_{\varepsilon}$ ; г) микродифракционная картина, на которой присутствуют рефлексы плоскости  $\gamma$ -фазы (матричная плоскость) –  $(116)_{\gamma}$  и две плоскости  $\varepsilon$ -мартенсита:  $(101)$  и  $(211)$ ; д) индцированная схема (г)

Наиболее прочные мелкие зерна (зерна  $\gamma$ -фазы) при воздействии на них потоком лазерного излучения подвергаются деформации дислокационным скольжением. В них наивысшая скалярная плотность дислокаций. Данные, характеризующие зерна разного типа, представлены в таблице.





**Рис. 12.** Электронно-микроскопическое изображение центральной части заклепки. Сталь 04X19N9. Граница двух зерен: слева – зерно  $\gamma$ -фазы, справа – зерно  $\gamma$ -фазы, содержащее деформационные микродвойники. К – изгибный экстинкционный контур. Стрелкой указана граница зерна



**Рис. 13.** Гистограмма распределения по размерам всех типов зерен, имеющихся в материале заклепки из стали 04X19N9: зерна  $\gamma$ -фазы – [штриховка]; зерна  $\gamma$ -фазы с деформационными микродвойниками – [диагональ]; зерна  $\gamma$ -фазы с пластинами  $\epsilon$ -мартенсита – [квадратная сетка]; зерна  $\gamma$ -фазы с пластинами  $\epsilon$ -мартенсита и деформационными микродвойниками – [пусто]. Данные для центра заклепки

В этой таблице представлены также плотности распределения деформационных микродвойников и пластин  $\epsilon$ -мартенсита. В зернах, содержащих деформационные микродвойники и пластины  $\epsilon$ -мартенсита (это наименее прочные зерна большого размера), скалярная плотность дислокаций заметно меньше. Зерна средних размеров деформируются, наряду с дислокационным скольжением, либо деформационным мартенситным превращением. Деформация скольжением дает наименьшие остаточные напряжения, деформация двойникованием

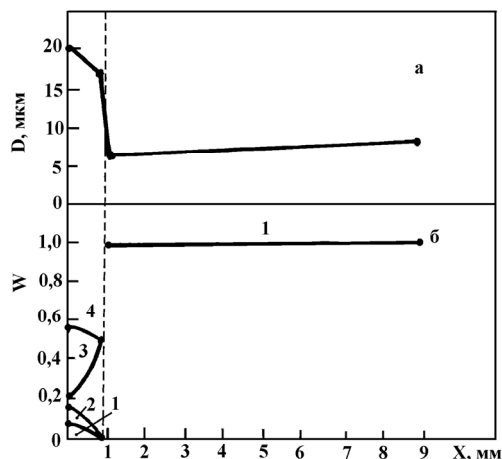
и мартенситным превращением – наибольшие (см. табл.). Интересно, что в зернах, где деформация шла только скольжением, изгиб – кручение в основном пластический, в то время как в зернах, в которых деформация шла двойникованием и мартенситным превращением, – в основном упругий. Можно сделать вывод, что дислокационное скольжение значительно лучше аккомодируется, чем двойникование и  $\gamma > \epsilon$  превращение.

**Таблица.** Количественные параметры структуры в зернах разного типа

Параметры структуры	Типы зерен				В среднем по материалу
	$\gamma$	$\gamma + \epsilon$	$\gamma + \text{дв.} + \epsilon$	$\gamma + \text{дв.}$	
$P_V, \%$	7	21	56	16	100
$\rho, \text{см}^{-2}$	$2,53 \cdot 10^{10}$	$2,18 \cdot 10^{10}$	$1,96 \cdot 10^{10}$	$1,85 \cdot 10^{10}$	$2,03 \cdot 10^{10}$
$\langle \chi \rangle, \text{см}^{-1}$	670	921	950	720	890
$\chi_{\text{пл}}, \text{см}^{-1}$	630	545	490	460	510
$\chi_{\text{упр}}, \text{см}^{-1}$	40	375	460	260	380
$\langle \tau \rangle, \text{МПа}$	370	810	910	620	800
$\tau_{\text{пл}}, \text{МПа}$	320	300	280	270	290
$\tau_{\text{упр}}, \text{МПа}$	50	510	630	350	510
$\rho_{\epsilon}, \text{см}^{-1}$	нет	$3,73 \cdot 10^4$	$3,55 \cdot 10^4$	нет	$2,77 \cdot 10^4$
$\rho_{\text{дв}}, \text{см}^{-1}$	нет	нет	$1,82 \cdot 10^4$	$3,46 \cdot 10^4$	$1,57 \cdot 10^4$

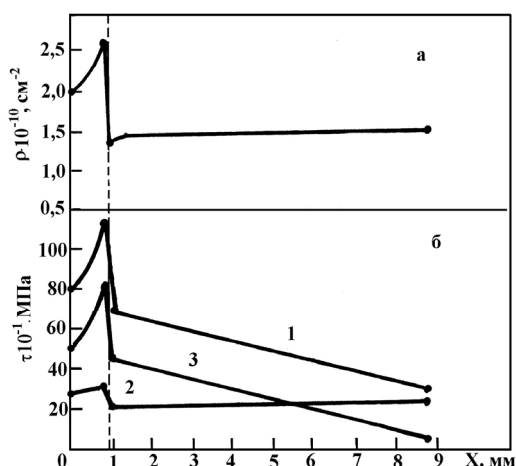
$P_V$  – объёмная доля зерен;  $\rho$  – скалярная плотность дислокаций;  $\langle \chi \rangle$  – амплитуда кривизны – кручения кристаллической решетки ( $\langle \chi \rangle = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}$ , где  $\chi_{\text{пл}}$  – пластическая и  $\chi_{\text{упр}}$  – упругая составляющие);  $\langle \tau \rangle$  – амплитуда далекодействующих полей напряжений ( $\langle \tau \rangle = \tau_{\text{пл}} + \tau_{\text{упр}}$ , где  $\tau_{\text{пл}}$  – пластическая и  $\tau_{\text{упр}}$  – упругая составляющие);  $\rho_{\epsilon}$  и  $\rho_{\text{дв}}$  – плотности распределения пластин  $\epsilon$ -мартенсита и микродвойников.

Размер зерен заклепки больше, чем в основном материале (рис. 14, а). Судя по изменениям объёмной доли различного типа зерен (рис. 14, б) с удалением от центра заклепки к ее краю, наибольший наклеп приходится на границу «заклепка – основной металл».



**Рис. 14.** Зависимости количественных характеристик структуры от расстояния до центра заклепки в соединении двух сталей. 04X19N9 (материал заклепки) – 08X18N10T (основной материал): а – средний размер зерна  $D$ ; б – объёмная доля всех типов зерен, присутствующих в каждом материале  $W$ : 1)  $\gamma$ -фазы; 2)  $\gamma$ -фазы с микродвойниками; 3) с  $\epsilon$ -мартенситом; 4)  $\gamma$ -фазы с  $\epsilon$ -мартенситом и микродвойниками. (Пунктирной линией отмечена граница раздела двух сталей)

**Особые свойства поверхности «заклепка – основной металл» и микротрещины.** Основная деформация пришла на межфазную поверхность «заклепка – основной металл». В этом слое сохранились максимальные остаточные напряжения. Количественные характеристики структуры представлены на рис. 15. Плотность дислокаций максимальна на границе «заклепка – основной материал». Поведение скалярной плотности дислокаций коррелирует с ходом остаточных напряжений. Эти напряжения достигают наибольших значений по границе «заклепка – основной материал».



**Рис. 15.** Зависимости количественных характеристик структуры от расстояния до центра заклепки в соединении двух сталей: 04Х19Н9 (материал заклепки) – 08Х18Н10Т (основной материал): а) скалярная плотность дислокаций  $\rho$ ; б) амплитуда действующих напряжений  $\tau$ : 1)  $\langle \tau \rangle = \tau_{пл} + \tau_{упр}$ ; 2)  $\tau_{пл}$ ; 3)  $\tau_{упр}$ . Пунктирной линией отмечена граница раздела двух материалов

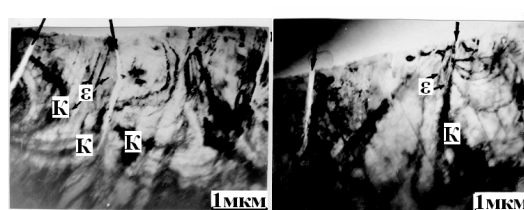
На этой границе запасена значительная упругая энергия (рис. 15, б, кривая 3) и упругие напряжения частично релаксируют с образованием микротрещин. Примеры микротрещин приведены на рис. 16.

Эти трещины возникли в материале заклепки вблизи ее поверхности, контактирующей с поверхностью основного металла. Плотность трещин равна  $0,6 \cdot 10^4 \text{ см}^{-1}$ . Трещины идут по границам  $\gamma/\varepsilon$ -фаз. В голове трещины (рис. 16) экстинкционные контуры указывают на концентрацию напряжений. Трещины заострены, коэффициент концентрации напряжений в их голове  $K_H$  близок к 2:

$$K_H = \frac{\sigma_{ГТ}}{\sigma_{ВМ}},$$

где  $\sigma_{ГТ}$  – напряжение в голове трещины,  $\sigma_{ВМ}$  – напряжение внутри материала вблизи трещины. Проведенные оценки показали, что в среднем  $K_H = 2,4$ .

Область проплавления по границе основного металла и заклепки была получена при следующих параметрах лазерного излучения: напряжение на модуляторе 600 В, длительность импульса излучения 1,5 мс, излучение фокусировалось на поверхность трубопровода.



**Рис. 16.** Микротрещины (указаны стрелками) в материале заклепки вблизи контакта с поверхностью основного металла. Электронно-микроскопическое изображение. К – экстинкционные контуры

На основе проведенных исследований основного металла, области сплавления и материала заклепки методами оптической, электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа с учетом вышеизложенного можно констатировать, что параметры лазерного излучения не достаточно удовлетворительны для получения качественного проплавления области контакта основного металла и металла заклепки и, соответственно, устранения в дальнейшем трещиноподобных дефектов. Для этого необходимо, в частности, более высокие значения напряжений на модуляторе и длительности импульса излучения оптического квантового генератора.

### Выводы

1. Детально исследованы и диагностированы фазовый состав, зеренная и дислокационная структура аустенитной стали в области проплавления трещиноподобного дефекта и в его окрестности.
2. Установлена принципиальная возможность устранения (проплавления) трещиноподобных дефектов в сталях аустенитного класса с использованием концентрированных потоков энергии импульсного излучения оптического квантового генератора.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гегузин Я.Е. Макроскопические дефекты в металлах. – М.: Металлургиздат, 1962. – 252 с.
2. Апасов А.М. Генетическая связь дефектов различного структурного уровня сварных соединений из аустенитных сталей // Релаксационные явления в твердых телах: Тез. докл. XX Междунар. конф. – г. Воронеж, 18–21 октября 1999. – Воронеж, 1999. – С. 204–206.
3. Апасов А.М., Апасов А.А. Связь дефектов различного структурного уровня с фазовыми переходами при сварке аустенит-

- ных сталей // Известия вузов. Физика. – 2000. – Т. 43. – № 11. – С. 15–19.
4. Апасов А.М. Механизм разрушения сварных соединений в процессе сварки // Расплавы. – 2001. – № 3. – С. 18–24.
5. Апасов А.М., Апасов А.А. Механизм зарождения, формирования и диагностика непровара в процессе сварки. Ч. 1 // Известия Томского политехнического университета. – 2005. – Т. 308. – № 1. – С. 158–162.
6. Воздействие концентрированных потоков энергии на материалы / под ред. Н.Н. Рыкалина. – М.: Наука, 1985. – 248 с.

7. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Кокора А.Н. Лазерная обработка материалов. – М.: Машиностроение, 1975. – 296 с.
8. Анисимов С.И., Имас Я.А., Романов Г.С., Ходыко Ю.В. Действия излучения большой мощности на металлы. – М.: Наука, 1970. – 272 с.
9. Рэди Дж. Действие мощного лазерного излучения. – М.: Мир, 1974. – 378 с.
10. Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
11. Чернявский К.С. Стереология в металловедении. – М.: Металлургия, 1977. – 280 с.
12. Кан Р. Атомное строение металлов и сплавов. Т. 1. – М.: Металлургия, 1962. – 236 с.
13. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. Т. 2. – М.: Металлургия, 1962. – 1488 с.
14. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.

*Поступила 31.03.2010 г.*

УДК 535.231.11+621.375.826+620.179.17

## ДИАГНОСТИКА ПРОЦЕССА ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПОТОКОВ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ С ТРЕЩИНОЙ В СТАЛИ НА ОСНОВЕ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

А.М. Апасов

Юргинский технологический институт (филиал) ТПУ  
E-mail: mchmyti@rambler.ru

*Проведена регистрация сигналов акустической эмиссии в процессе воздействия концентрированных потоков энергии лазерного излучения на трещиноподобные дефекты в стали. Установлена зависимость параметров излучения оптического квантового генератора от глубины проплавления дефектов в сталях аустенитного класса. Экспериментально подтверждена возможность устранения (проплавления) дефектов типа трещин с выходом на поверхность металла.*

### **Ключевые слова:**

*Сигналы акустической эмиссии, излучение оптического квантового генератора, длительность импульса, модулятор, трещиноподобный дефект.*

### **Key words:**

*Signals of the acoustic emission, optical quantum generator radiation, duration of the pulse, modulator, surface defect.*

### **Введение**

Актуальность проблемы обеспечения долговечности и продления ресурса изделиям с имеющимися опасными и недопустимыми дефектами, в частности с трещинами, несомненна. В связи с этим за последнее десятилетие появились публикации основных результатов исследования процессов залечивания микротрещин и трещин как в объеме металла, так и с выходом на поверхность [1].

### **Эксперимент**

Для исследования физико-химических процессов плавления, кристаллизации и трещинообразования, протекающих в результате воздействия лазерного излучения на металл, было использовано явление акустической эмиссии (АЭ). Сигналы АЭ поступали через пьезопреобразователь, установленный на трубопроводе, и предусилитель на измеритель акустических сигналов ИАС-4, где сигнал усиливался и обрабатывался с последующей регистрацией в аналоговом виде на приборе быстрого действия с самопишущем НЗ38-4П. Методика контроля глубины проплавления металла при импульсном воздействии излучения оптического квантового генератора (ОКГ) представлена в работе [2].

Для определения энергетических параметров спектра сигналов АЭ от процессов плавления, кристаллизации и трещинообразования металла был применен многоканальный амплитудный анализатор АИ-1024-95, с помощью которого получены амплитудные распределения сигналов АЭ от различных составляющих процесса воздействия излучения ОКГ.

### **Обсуждение результатов эксперимента**

На рис. 1 представлены амплитудные распределения сигналов АЭ в зависимости от числа импульсов излучения ОКГ при постоянных длительности импульса и напряжении на модуляторе. Максимальное число импульсов АЭ  $N_{\Sigma}=850$ , располагающихся в 14-м канале анализатора с амплитудой 68,32 мВ, характеризует 100 одиночных импульсов излучения ОКГ, воздействующего на поверхность металла.

При воздействии 5-ти одиночных импульсов лазера максимальное число импульсов АЭ  $N_{\Sigma}=46$  располагается в 9-м и 11-м каналах анализатора с амплитудами импульсов 43,92 и 53,68 мВ соответственно.

Исходя из выводов, приведенных в [3], следует, что амплитудные распределения сигналов АЭ в зави-