

УДК 539.372: 620.179.17

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С РАЗНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРЕН¹

©2024 г. Л.Р. Ботвина, А.И. Болотников, В.П. Левин, Ю.А. Демина, М.Р. Тютин,
Е.Н. Белецкий, И.О. Синев

ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
E-mail: lbotvina@imet.ac.ru

Поступила в редакцию 17 июня 2024 г.

После доработки 19 сентября 2024 г. принята к публикации 26 сентября 2024 г.

Приведены результаты анализа процесса разрушения в условиях растяжения образцов нержавеющей стали 12Х18Н10Т с разным размером зерен. Использована комплексная методика исследования, включающая оценку механических характеристик, в которой предусмотрено определение методом корреляции цифровых изображений размеров пластических зон и значений главной деформации, а также физических свойств методами оценки акустической эмиссии, коэрцитивной силы, вихрекового параметра, доли ферритной фазы. Выполнен анализ структуры и механизмов разрушения с использованием оптической и растровой электронной микроскопии и с помощью компьютерной обработки оценена поврежденность материала. Предложенная комплексная методика анализа процесса разрушения использована на разных стадиях нагружения, границы которых определены по данным анализа формы кривых деформирования. Установлена взаимосвязь механических свойств и характеристик акустической эмиссии с кинетикой пластических свойств и размером зерен, при этом показано, что зависимости прочностных и некоторых акустических характеристик отвечают уравнению Холла—Петча. С увеличением размера зерен возрастают акустическая активность и суммарное число акустических сигналов. Продемонстрирована корреляция изменений деформационных зависимостей размера слабодеформированной пластической зоны с магнитными характеристиками стали и локальной деформацией в точке деструкции, оцененной по изменению второй производной напряжения по деформации.

Ключевые слова: разный размер зерна; акустическая эмиссия; корреляция цифровых изображений; вихрековый параметр; электросопротивление; поврежденность; неразрушающий контроль.

Широкое использование аустенитных нержавеющих сталей в разных отраслях промышленности делает необходимым развитие методов неразрушающего контроля, обеспечивающих надежность стальных изделий в процессе эксплуатации. Решению этой задачи посвящены многие исследования [1, 2], однако устойчивых соотношений, связывающих характеристики неразрушающего контроля со структурой стали и многими факторами, влияющими на такую взаимосвязь, не найдено. Вероятно, причина состоит в том, что многие аустенитные стали являются метастабильными, и в процессе нагружения проявляют так называемые TWIP- и TRIP-эффекты увеличения пластичности в резуль-

тате двойникования и фазового превращения [3], что значительно осложняет установление взаимосвязи структуры с параметрами неразрушающего контроля. Увеличение пластичности в результате TRIP-эффекта может быть следствием подавления образования шейки в процессе деформации из-за усиленного зарождения пустот, связанного с увеличением пластичности при фазовом превращении, и замедления их роста вследствие мартенситного упрочнения. Анализ изломов подтверждает это объяснение [4].

Наибольшее внимание при изучении нержавеющих аустенитных сталей уделяется акустическим [5, 6], а также магнитным [7, 8] характеристикам, отражающим появление мартенситной фазы.

Так, в работе [5] анализируются причины изменения характеристик акустической

¹Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 23-19-00784).

эмиссии (АЭ) при растяжении образцов нержавеющей стали AISI 316 с размером зерен 50—200 мкм (при разных скоростях нагружения). Авторы показали, что на всех стадиях нагружения число акустических событий возрастает при размерах зерен от 40 до 140 мкм и снижается при их изменении от 140 до 240 мкм. При этом отмечено, что возможная причина такого снижения может быть следствием увеличения зернограницных источников эмиссии дислокаций [9], а увеличение числа акустических событий — результат роста средней длины свободного пробега дислокаций между препятствиями [10]. Уменьшение акустических событий с уменьшением размера зерен (по крайней мере, для относительно мелких зерен) отмечено и авторами [11], которые показали, что параметры АЭ пропорциональны диаметру зерен, тогда как согласно работе [6] при испытании алюминиевых сплавов с разным средним размером зерен (d) параметры АЭ пропорциональны $1/d$, $(1/d)^{3/2}$, $(1/d)^2$.

По мнению авторов одной из последних работ по TRIP-эффекту в метастабильных аустенитных сталях [12] тенденции механического поведения таких сталей в зависимости от размера зерен, обусловленные образованием мартенсита, не ясны и требуют систематического исследования. Проведенное ими изучение механических свойств нержавеющей стали AISI 304L с размерами зерен от 0,5 до 192 мкм показало, что существует переходный диапазон размеров зерен (34—90 мкм), в котором происходит значимое изменение предела прочности, удлинения, вязкости и способности к наклепу: удлинение возрастет с увеличением среднего размера зерна до переходного диапазона, но уменьшается при растяжении стали с более крупным размером зерен; при этом предел текучести следует соотношению Холла—Петча для всего диапазона размеров зерен.

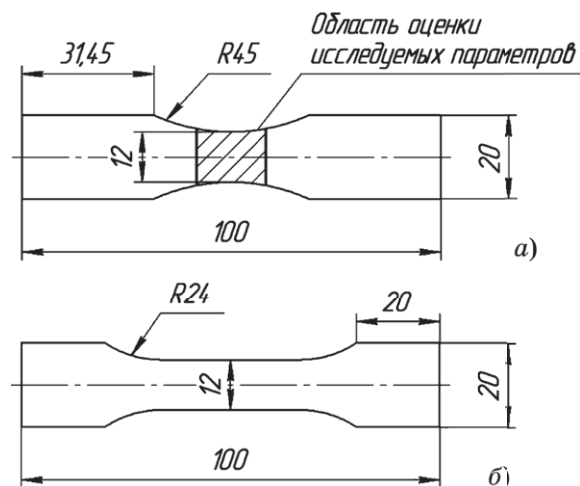
Настоящее исследование проведено с целью изучения влияния размера зерен на механическое поведение аустенитной нержавеющей стали 12X18H10T, стадийность ее разрушения, параметры АЭ, магнитные свойства, поврежденность и микрорельеф изломов.

Материал и методы исследования. Образцы нержавеющей стали 12X18H10T (химический состав, %: С 0,12; Si 0,35; Р 0,034; Mn 0,75; Cr 17,5; Ni 9,94; Ti 0,34; Cu 0,27; Fe — остальное) были подвергнуты терми-

ческой обработке: закалке в течение 30 мин при температурах $t_3 = 950, 1100$ и 1200 °С. Химический состав определен с использованием комплекса атомно-эмиссионного спектрального анализа с анализатором МАЭС (производитель «ВМК-Оптоэлектроника», модель Гранд-Эксперт). Размер зерна определен по ГОСТ 5639—82.

Исследование влияния размера зерна на механические и физические свойства исследуемой стали проведено на корсетных образцах (фиг. 1, а). Испытания на растяжение до разрушения выполнены на установке Instron 3382 (максимальная нагрузка 100 кН) при скорости нагружения 1 мм/мин. Стандартные механические свойства, определенные при испытании плоских образцов (фиг. 1, б), приведены в таблице.

В процессе испытаний на растяжение в режиме реального времени регистрировали сигналы АЭ и фиксировали поля деформации методом корреляции цифровых изображений (КЦИ).



Фиг. 1. Геометрия образцов исследуемой стали, испытываемых для оценки ее поврежденности (а) и для определения стандартных механических свойств (б)

Механические свойства исследуемой стали 12X18H10T после закалки

$t_3, ^\circ\text{C}$	d, MKM	$\sigma_{0,2}$	σ_{B}	$\delta, \%$
		МПа		
950	21±5	178	581	76,8
1100	117±27	173	601	84,6
1200	280±57	168	591	85,1

Примечание: d — средний размер зерна.

Параметры АЭ оценивали с использованием системы Express-8 (Mistras, США) и пьезоэлектрических широкополосных датчиков Mini30S (Mistras, США) в диапазоне частот 270—970 кГц. Регистрировали следующие параметры АЭ: активность $\dot{N}_{\text{АЭ}}$; накопленное число сигналов АЭ $\Sigma N_{\text{АЭ}}$; RA — параметр, равный отношению времени нарастания сигнала к его амплитуде; среднюю частоту сигналов AF (отношение числа пересечений сигналом порога регистрации к длительности сигнала); частотный центроид FC (характеризует положение центра масс спектра сигнала); пиковую частоту PF (определяет частоту с наивысшей магнитудой в частотном распределении) и b -параметр, отражающий долю высокоамплитудных сигналов [13] и оцениваемый по соотношению:

$$20 \lg N_{\text{АЭ}} = \text{const} - bA_{\text{АЭ}},$$

где $A_{\text{АЭ}}$ — амплитуда сигнала АЭ, дБ.

Кроме того, исходя из гипотезы о том, что амплитуда сигнала АЭ пропорциональна длине трещины в третьей степени [14], уровень поврежденности материала при нагружении оценивали с помощью амплитудного критерия поврежденности D , рассчитываемого по формуле [15]:

$$D = \Sigma 10^{3m},$$

где m — амплитуда сигнала АЭ (дБ), деленная на 20.

Для удобства интерпретации результатов выполняли нормировку параметра D на его максимальное значение:

$$D = \Sigma_i^N 10^{3(A_{\text{АЭ}}/20)} / \Sigma_{\text{max}} 10^{3(A_{\text{АЭ}}/20)}.$$

Регистрацию полей деформации выполняли методом КЦИ с помощью цифровой видеокамеры DMK 33UX250 (разрешение 5 Мп), снабженной объективом TCL 3520, с частотой 2 кадр/с. Для обработки результатов использовали некоммерческий программный продукт с открытым исходным кодом Ncorr [16]. В результате анализа в процессе нагружения были оценены изменения главных деформаций ε_1 , рассчитанных по формуле:

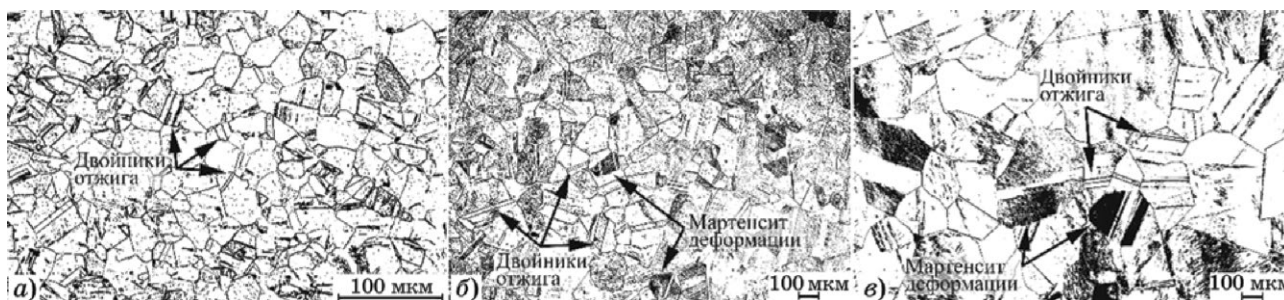
$$\varepsilon_1 = \frac{\varepsilon_x + \varepsilon_y}{2} + \frac{1}{2} \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + 4\varepsilon_{xy}^2},$$

где ε_x , ε_y , ε_{xy} — компоненты деформаций.

По полученным полям деформаций были определены площади слабodeформированной (S_L) и сильнодеформированной (S_H) пластических зон, формирующихся соответственно на ранней и более поздней стадиях разрушения [17, 18]. При этом за слабodeформированную зону принята пластическая зона в исследуемой стали, в пределах которой значения главных деформаций составляли $\varepsilon_1 > 0,045$, а за сильнодеформированную — зону с $\varepsilon_1 > 0,25$.

Для исследования поверхностной поврежденности при статическом нагружении выполнена полировка образцов в наиболее опасном сечении их рабочей части с использованием алмазной суспензии на водной основе с размером частиц 1 мкм. Это позволило получить зеркальную поверхность без следов от внешних воздействий. Картины поврежденности были получены при разных значениях относительной деформации ε^* (отношение текущей деформации к деформации разрушения). Наблюдение за развитием поврежденности на разных стадиях нагружения выполняли с использованием портативного микроскопа МИК-М и фотокамеры Canon EOS 450D. Полученные изображения при увеличениях от $\times 10$ до $\times 400$ обрабатывали с использованием компьютерных программ Image-Pro Plus 6.0, WIL-builder 3.0, а также языка программирования Python. Последовательность такой обработки включает в себя настройку яркости и контрастности, применение фильтров с разным числом итераций, а также подсчет оставшихся после обработки и фильтрации дефектов поверхности.

В результате компьютерной обработки указанных изображений получены характеристики поврежденности стали на каждом этапе растяжения, включающие число дефектов, двойников, дефектов упаковки и мартенсита деформации, а также площадь каждого из них, по которым рассчитывались относительная площадь «поврежденной» поверхности (S_Σ , %), равная отношению суммарной площади дефектов и перечисленных структурных составляющих к площади кадра, и их плотность (n , 1/мкм²). Максимальное число дефектов и указанных структурных составляющих, длиной от 5 до 1500 мкм, измеренных на каждом образце, составляло 1000 и зависело от степени поврежденности материала на данной стадии нагружения.



Фиг. 2. Микроструктура исследуемой стали после закалки при температуре 950 (а), 1100 (б) и 1200 °С (в)

Измерения коэрцитивной силы (H_c , А/см) в рабочей зоне образца проводили во время остановок нагружения исследуемых образцов с помощью магнитного структуроскопа МС-10 [19], а для измерения вихретокового параметра (ВТ) [20] использовали вихретоковый дефектоскоп ВД-90НП. Показания дефектоскопа представляют собой условные единицы $H_{ВТ}$, пропорциональные фазе вносимого напряжения вихретокового преобразователя. После разрушения образцов на разном расстоянии от излома с помощью локального ферритометра МФ-51НЦ определяли содержание ферритной фазы (F , %).

Все физические свойства материала были оценены на основании не менее десяти измерений в каждой точке с последующим усреднением результатов. Максимальная погрешность измерения параметров неразрушающего контроля не превышала 10%.

Структурные исследования проведены на оптическом микроскопе Neophot 32, оснащенном цифровой камерой; исследования профилей изломов образцов выполнены на оптическом микроскопе ЛОМО МСП-2, а макро- и микрорельефа изломов — с использованием электронно-зондового микроанализатора Jeol JXA-iSP 100.

Результаты исследований и их обсуждение. Исследование структуры стали. Для анализа микроструктуры полированные образцы травили в смеси соляной и азотной кислот в соотношении 3:1 (по объему) в течение 60 с. На фиг. 2 представлена микроструктура образцов после закалки. Видно, что при температурах закалки $t_3 < 1100$ °С микроструктура образцов состоит из равномерно распределенных равноосных зерен аустенита с четкими и регулярными границами, при $t_3 = 1200$ °С размеры зерен варьируются в более широком диапазоне. Двойники отжига, характерные для аустенитных сталей, наблюдаются во всем диапазоне температур

закалки, однако качественная оценка показывает наибольшее их количество при $t_3 = 1100$ °С. На фиг. 2 наблюдаются также зерна темного цвета, при большем увеличении которых выявляется игольчато-пластинчатая структура, характерная для мартенсита. По мнению авторов работ [21, 22] превращение нестабильного аустенита в мартенсит деформации в приповерхностном слое толщиной не более нескольких микрометров возможно при шлифовке и полировке образцов. С повышением t_3 размер зерен существенно увеличивается (см. таблицу). В таблице приведены средние значения размеров аустенитных зерен в зависимости от температуры закалки t_3 .

Оценка механических свойств и анализ диаграммы деформации. Физический подход к разрушению как кинетическому процессу, основан на идее многостадийности разрушения, проявляющейся на разных масштабных уровнях, отмеченной во многих работах, в том числе в исследовании [23]. Для оценки стадийности используются критические напряжения, выделенные на диаграмме деформации: пределы микротекучности ($\sigma_{\mu y}$), упругости (σ_y), текучести ($\sigma_{0.2}$), прочности (σ_B) и напряжение деструкции материала (σ_D) [24], соответствующее переходу от пластической стадии деформирования к стадии, с которой начинается массовое образование несплошностей в материале, определяемое по изменению угла наклона истинной кривой деформации, построенной в координатах $\sigma - \sqrt{\epsilon}$.

О.В. Башков [25] при определении границ стадий изменения активности АЭ использовал предел микротекучности, предел текучести, предел прочности, а также напряжение перелома деформационной зависимости первой производной напряжения по деформации. В результате было выделено от четырех до шести стадий изменения параметров АЭ, включая: стадию микротекучес-

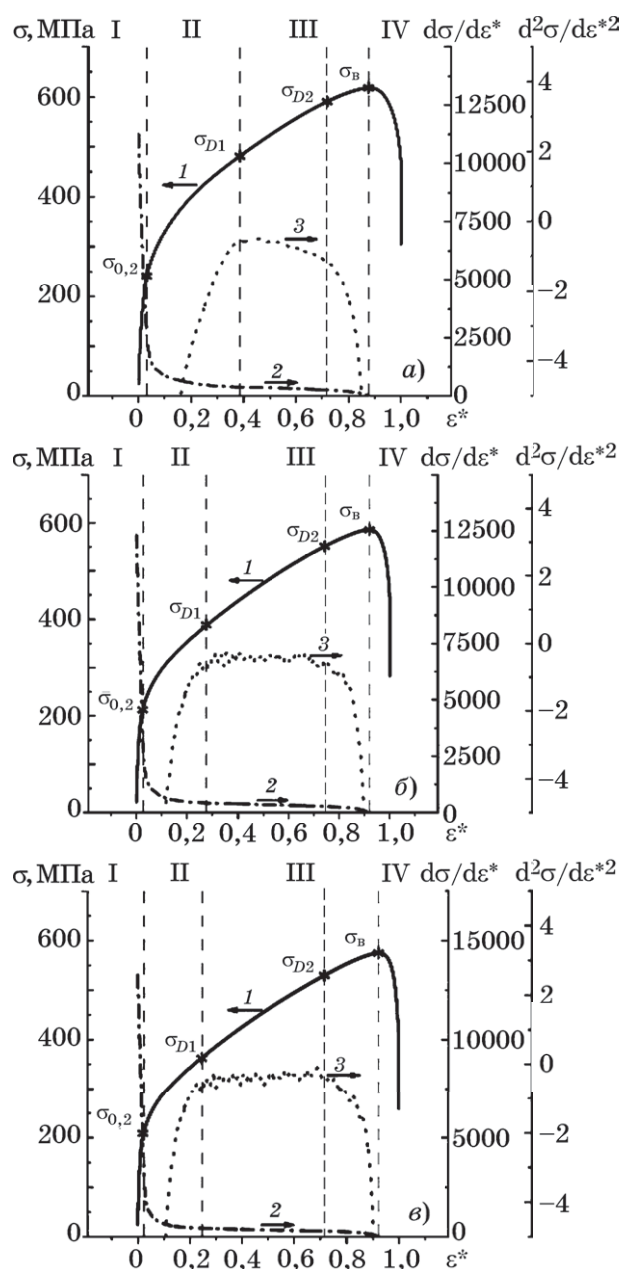
ти с высокой скоростью роста напряжений и с высокой активностью АЭ; стадию начала пластической деформации с характерным снижением активности АЭ и скорости роста напряжений; стадию деформационного упрочнения, на которой продолжается снижение активности АЭ и происходит слабое деформационное упрочнение; стадию локализации деформации и образования шейки.

В данной работе при анализе формы диаграммы деформации с целью определения стадийности разрушения использовали вторую производную напряжения по деформации. Результаты такого анализа показаны на фиг. 3.

Можно видеть, что вторая производная напряжения по деформации $d^2\sigma/d\varepsilon^{*2}$ (кривые 3 на фиг. 3) более определенно по сравнению с первой производной (кривые 2) отражает изменения углов наклона кривых деформации для всех трех размеров зерен; причем первая точка перелома соответствует точке деструкции материала σ_{D1} , а последняя — пределу прочности σ_B . Оценка второй производной $d^2\sigma/d\varepsilon^{*2}$ позволяет выделить еще одну точку на диаграмме (σ_{D2}), соответствующую окончанию плато на указанных кривых $d^2\sigma/d\varepsilon^{*2}$ и началу локализации разрушения с образованием сильнодеформированной зоны. Выделенные критические напряжения определяют стадии I—IV процесса разрушения, отражающие процесс накопления дефектов и их влияние на физические свойства.

Взаимосвязь характеристик акустической эмиссии, корреляции цифровых изображений и стадийности развития разрушения. Как видно из фиг. 4, а, выделенные стадии I—IV развития разрушения отвечают изменению картин деформации образца, полученных методом корреляции цифровых изображений. Так, при достижении значения максимальной главной деформации $\varepsilon_{1\max} \approx 0,5$, т.е. в начале стадии II, появляется слабodeформированная зона S_L , которая быстро растет до середины стадии II и достигает плато. Это связано с ограниченностью области интереса, в которой проводится анализ данных КЦИ, краем захвата и датчиком АЭ, что не позволяет фиксировать рост зоны пластической деформации на всей площади образца методом КЦИ.

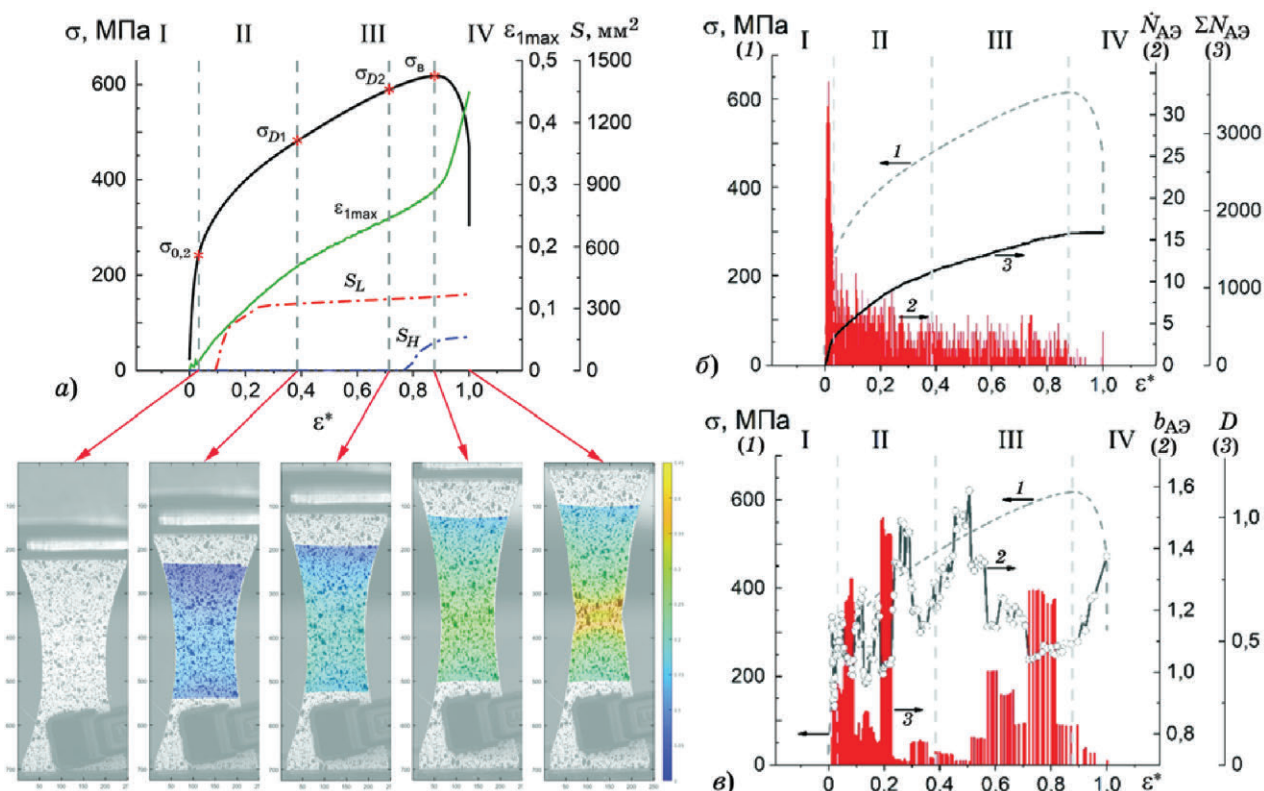
После достижения напряжения σ_{D2} на III стадии формируется сильнодеформированная



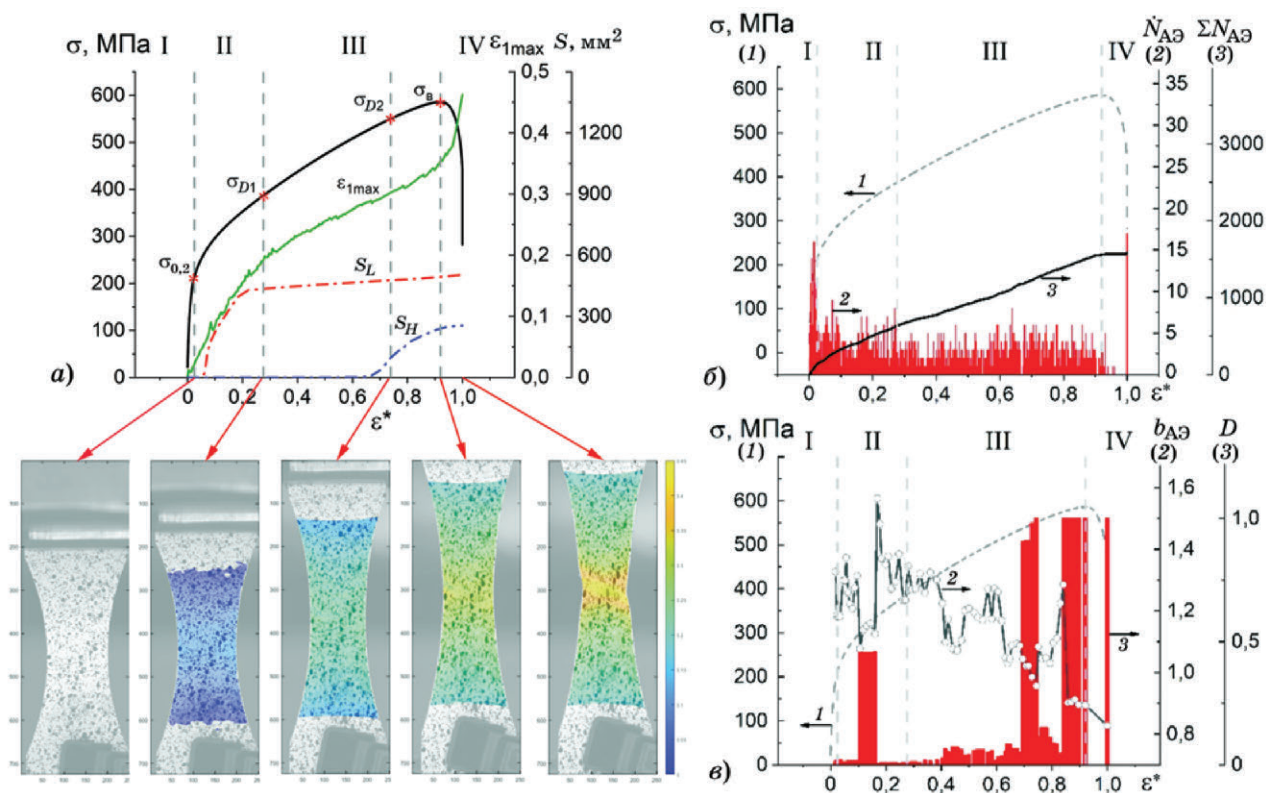
Фиг. 3. Зависимости напряжения (1), первой (2) и второй (3) производных напряжения по деформации от относительной деформации ε^* корсетных образцов исследуемой стали с размером зерна 21 (а), 117 (б) и 280 мкм (в)

зона S_H с максимальной главной деформацией $\varepsilon_{1\max} \approx 0,25$, что свидетельствует о начале процесса локализации деформации. На границе стадий III/IV при достижении предела прочности скорость ее роста снижается, и происходит очевидная локализация деформации, сопровождаемая резким ростом $\varepsilon_{1\max}$.

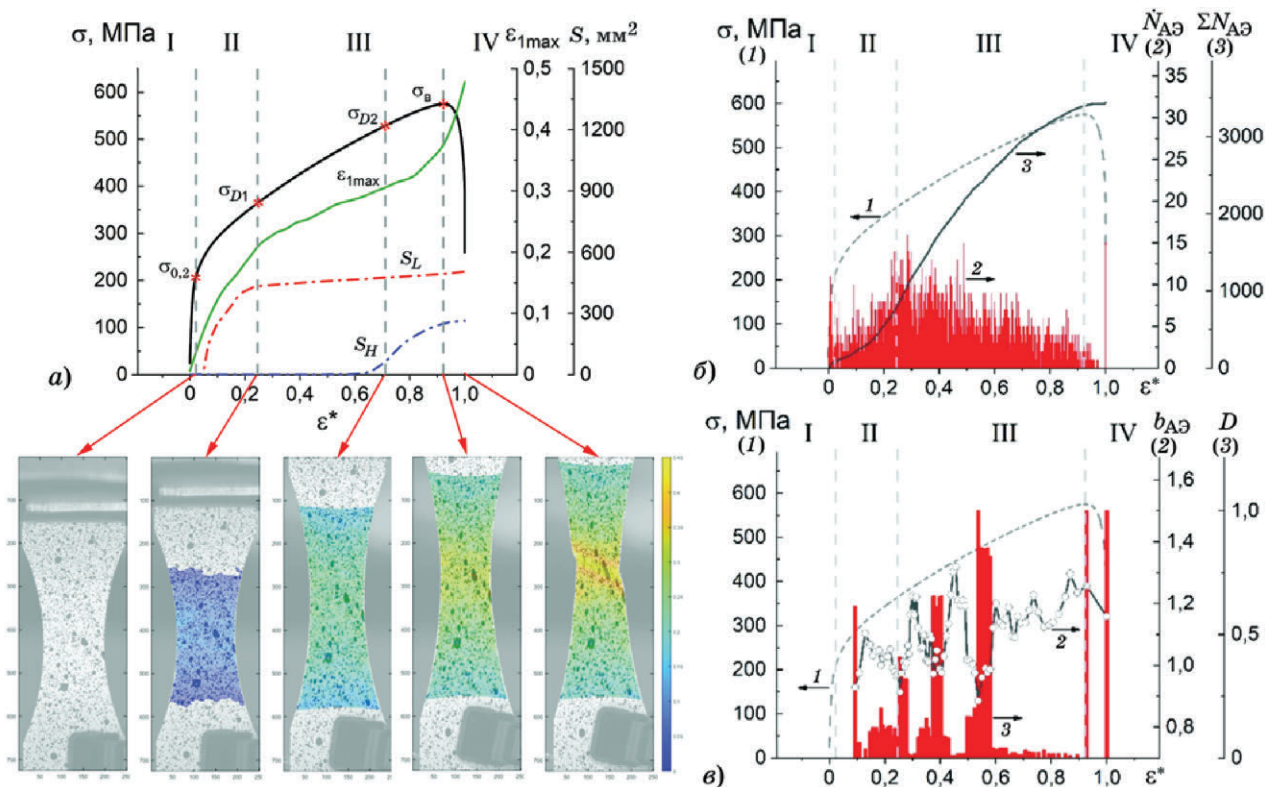
Кривые на фиг. 4, б, в демонстрируют изменения характеристик АЭ, являющихся откликом на события, описанные выше. Образованию слабodeформированной зоны при относительной деформации $\sim 0,1$ предшеству-



Фиг. 4. Взаимосвязь стадийности процесса разрушения образца стали с размером зерен 21 мкм с изменением площади пластических зон S_L , S_H , максимальной главной деформацией в зонах ϵ_{1max} (а) и характеристиками АЭ ($\dot{N}_{AЭ}$, $\Sigma N_{AЭ}$, D , $b_{AЭ}$) (б, в)



Фиг. 5. Взаимосвязь стадийности процесса разрушения образца стали с размером зерен 117 мкм с изменением площади пластических зон S_L , S_H , максимальной главной деформацией в зонах ϵ_{1max} (а) и характеристиками АЭ ($\dot{N}_{AЭ}$, $\Sigma N_{AЭ}$, D , $b_{AЭ}$) (б, в)



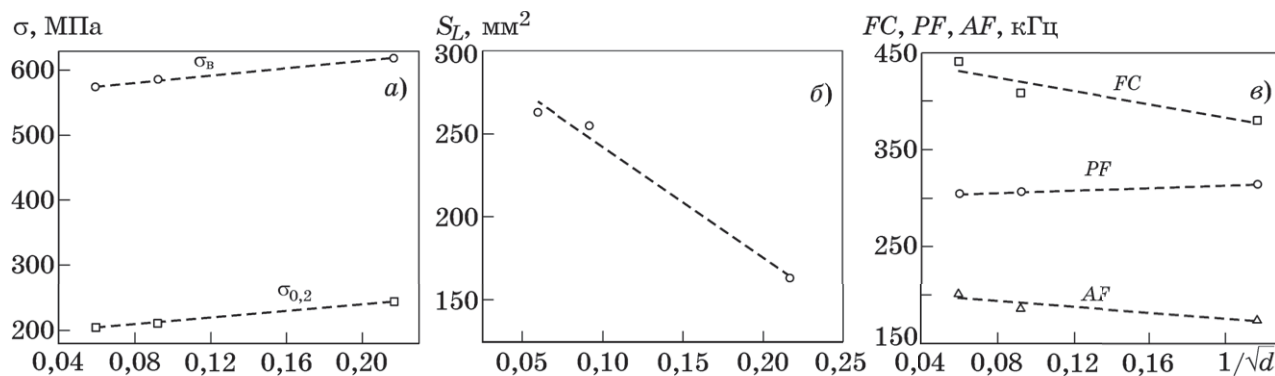
Фиг. 6. Взаимосвязь стадийности процесса разрушения образца стали с размером зерен 280 мкм с изменением площади пластических зон S_L , S_H , максимальной главной деформации в зонах $\varepsilon_{1\max}$ (а) и характеристиками АЭ ($\dot{N}_{\text{АЭ}}$, $\Sigma N_{\text{АЭ}}$, D , $b_{\text{АЭ}}$) (б, в)

ют локальные пики D -параметра и падение $b_{\text{АЭ}}$ -параметра. А выход кривой S_L на плато сопровождается снижением D -параметра, характеризующего амплитуду акустических событий, и последующим его увеличением при появлении зоны S_H .

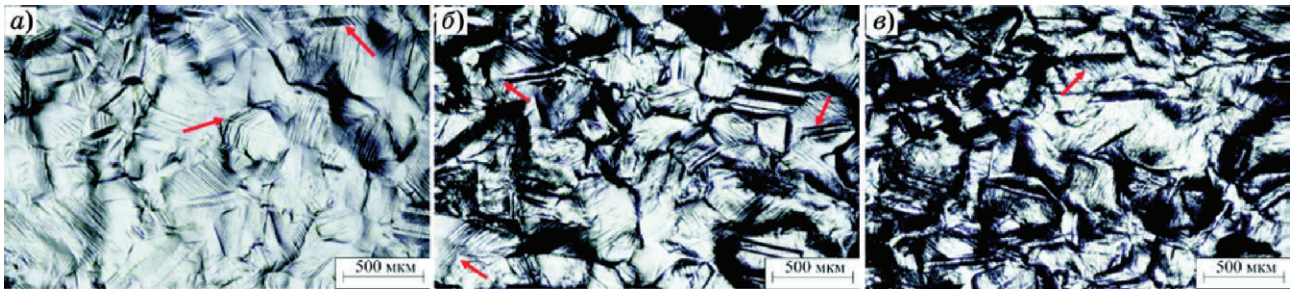
С увеличением размера зерна с 21 до 117 мкм выделенная ранее стадийность сохраняется, но сам вид деформационных зависимостей претерпевает некоторые изменения (фиг. 5). Отмечается значительное снижение активности АЭ на стадии I. Увеличиваются скорость роста максимального значения главной деформации $\varepsilon_{1\max}$, размер зон пластичес-

кой деформации, а максимум D -параметра смещается на стадию роста зоны S_L . При увеличении зерна до 280 мкм отмеченная на предыдущих графиках стадийность не меняется, активность АЭ на стадии I снижается еще больше, но наблюдаются резкий рост числа сигналов акустической эмиссии $\Sigma N_{\text{АЭ}}$, изменение деформационных зависимостей $b_{\text{АЭ}}$ и D -параметров и рост площади сильнодеформированной пластической зоны (фиг. 6).

Влияние размера зерен на прочностные и акустические характеристики. На фиг. 7 представлены зависимости от размера зерен прочностных параметров ($\sigma_{0,2}$, σ_B), площади



Фиг. 7. Зависимости от размера зерен прочностных свойств σ_B и $\sigma_{0,2}$ (а), площади слабодеформированной пластической зоны S_L (б) и параметров АЭ — пиковой частоты сигналов АЭ PF , средней частоты AF , частотного центра FC (в)



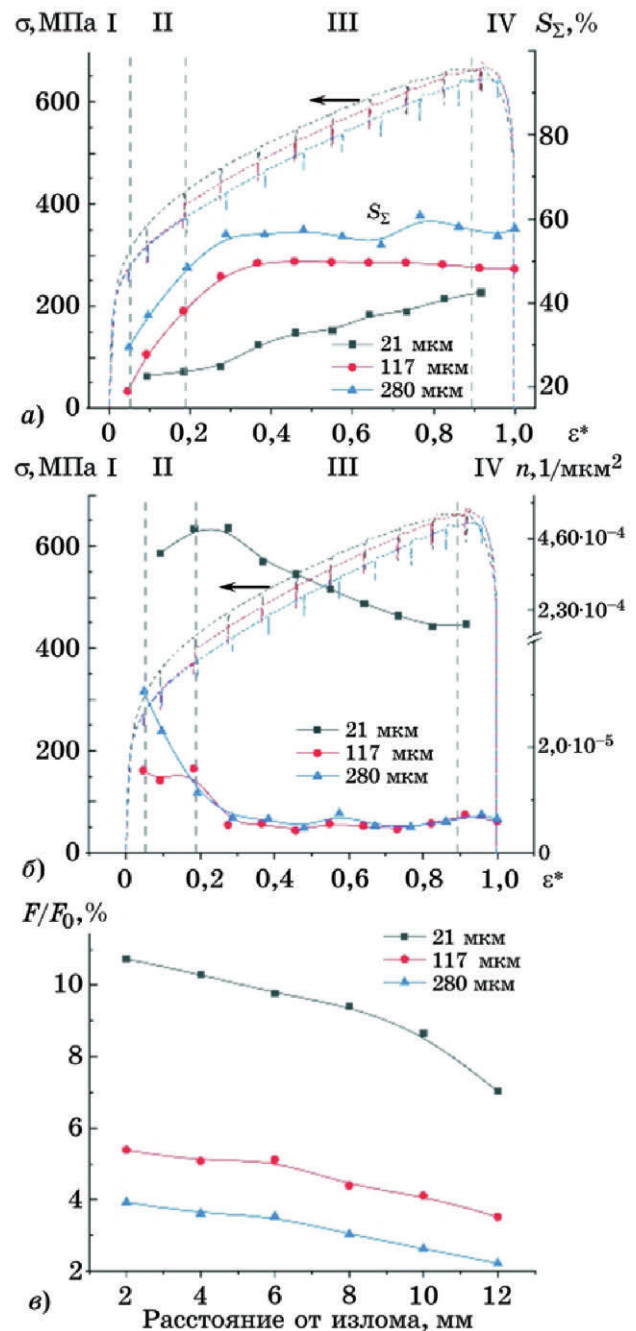
Фиг. 8. Картины поврежденности образца после закалки при температуре $t_3 = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ и относительной деформации $\varepsilon^* = 0,05$ (а), $0,2$ (б) и $0,5$ (в)

слабodeформированной пластической зоны и акустических параметров (пиковой частоты, средней частоты и частотного центра сигнала), характеризующих форму акустических сигналов, в значительной степени определяющей механизм развития поврежденности.

Из графиков следует, что все отмеченные зависимости акустических параметров, а также размера слабodeформированной зоны удовлетворяют соотношениям типа Холла—Петча ($\sigma_{0,2} = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$), но большее влияние размер зерен оказывает на площадь слабodeформированной зоны, которая значительно возрастает с его увеличением.

Развитие поврежденности стали в процессе растяжения. Пример развития поврежденности полированной поверхности стали на разных стадиях нагружения (фиг. 8) демонстрирует сложную структуру, содержащую помимо пор и микротрещин по полосам скольжения другие элементы: двойники, дефекты упаковки и мартенсит деформации (показано стрелками) [17]. Поскольку используемая ранее методика оценки поврежденности [23] не позволяет разделить долю этих элементов структуры, оценивали комплексные характеристики, включающие в себя не только поврежденность в виде пор и микротрещин, но и площадь двойников, дефектов упаковки и мартенсита деформации (S_Σ) и их плотность (n) [3].

Как следует из фиг. 9, а, развитие поврежденности отвечает отмеченной выше стадийности разрушения, причем максимальные значения S_Σ после закалки от 1100 и 1200 °C достигаются на границе стадий II/III, т.е. в первой точке деструкции материала σ_{D1} . Однако деформационная зависимость поврежденности после закалки от 950 °C иная, поврежденность продолжает расти вплоть до разрушения, и значения S_Σ в этом случае много ниже. Аномальную зависимость после такой закалки проявляет и плотность де-



Фиг. 9. Деформационные зависимости S_Σ - (а) и n - (б) параметров поврежденности и доля ферритной фазы (F/F_0) (в) после разрушения образцов в зависимости от расстояния от излома

фектов (фиг. 9, б), которая более чем на порядок выше в сравнении с n -параметром при других обработках.

Эти данные позволяют заключить, что при низкой температуре нагрева под закалку процесс накопления повреждений развивается в основном путем увеличения числа дефектов, а не их площади. На стадиях III, IV число дефектов сокращается в результате их слияния перед формированием магистральной трещины.

Возможно, отмеченная аномалия развития поврежденности стали с меньшим размером зерен связана с аномально высокой долей мартенситной фазы (фиг. 9, в).

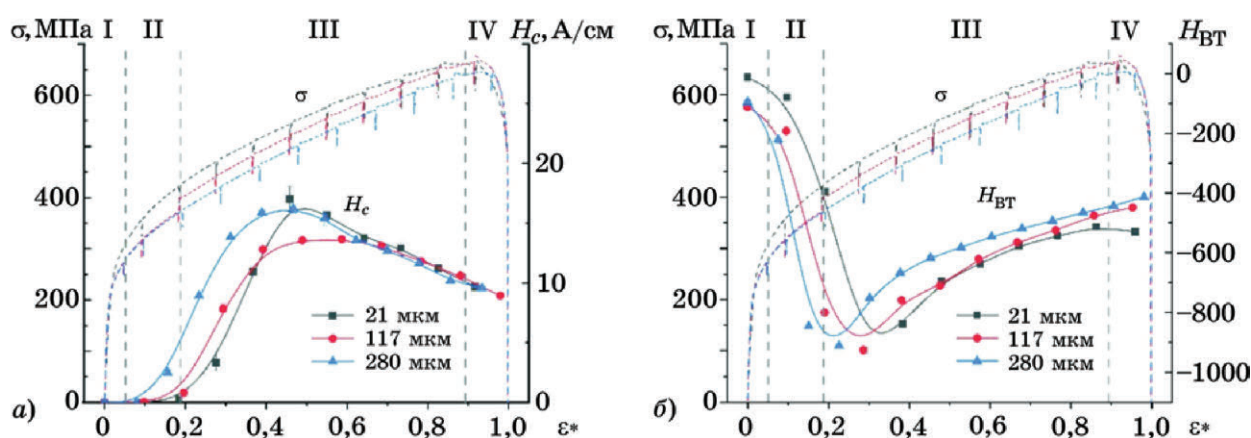
Магнитные свойства стали. Деформационные зависимости коэрцитивной силы H_c и вихрекового параметра H_{BT} , представленные на фиг. 10, отражают кинетику поврежденности стали, описанную выше. Так, увеличение H_c начинается при деформации, соответствующей появлению слабodeформированной зоны S_L (см. фиг. 4, а — 6, а), и достигает максимума при выходе площади этой зоны на плато вблизи первой точки деструкции материала (σ_{D1}). Согласно данным [26] увеличение коэрцитивной силы обусловлено ростом плотности дислокаций ρ , поскольку коэрцитивная сила H_c пропорциональна $\sqrt{\rho}$. Аналогичный рост коэрцитивной силы H_c с увеличением деформации образца стали 3 отмечен в работах [27, 28].

Сдвиг деформационных кривых H_c , соответствующих большему размеру зерен, в сторону меньшей деформации согласуется со сдвигом начальной деформации формирования слабodeформированной пластической зоны. Кроме того, такой сдвиг кривых

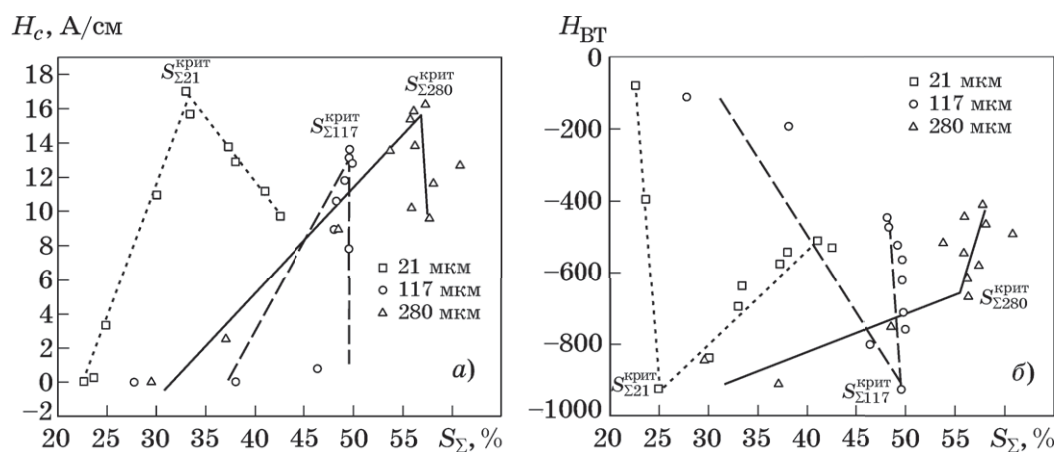
может быть связан с меньшей долей мартенситной фазы в стали с большим размером зерен.

Дальнейшее увеличение деформации, как следует из фиг. 10, а, приводит к снижению H_c , причем влияние размера зерен исчезает, что, возможно, связано с взаимодействием доменных стенок с препятствиями в виде игл мартенсита деформации и поверхностей микротрещин, поэтому размер зерна не имеет существенного значения. Подобный характер изменения H_c обнаружен при пластической деформации стали 70 [29]. На начальном этапе деформации увеличивается плотность дислокаций в перлите (α -Fe и Fe-C), что вызывает увеличение H_c , но с ростом деформации решетка цементитной фазы деформируется и H_c снижается.

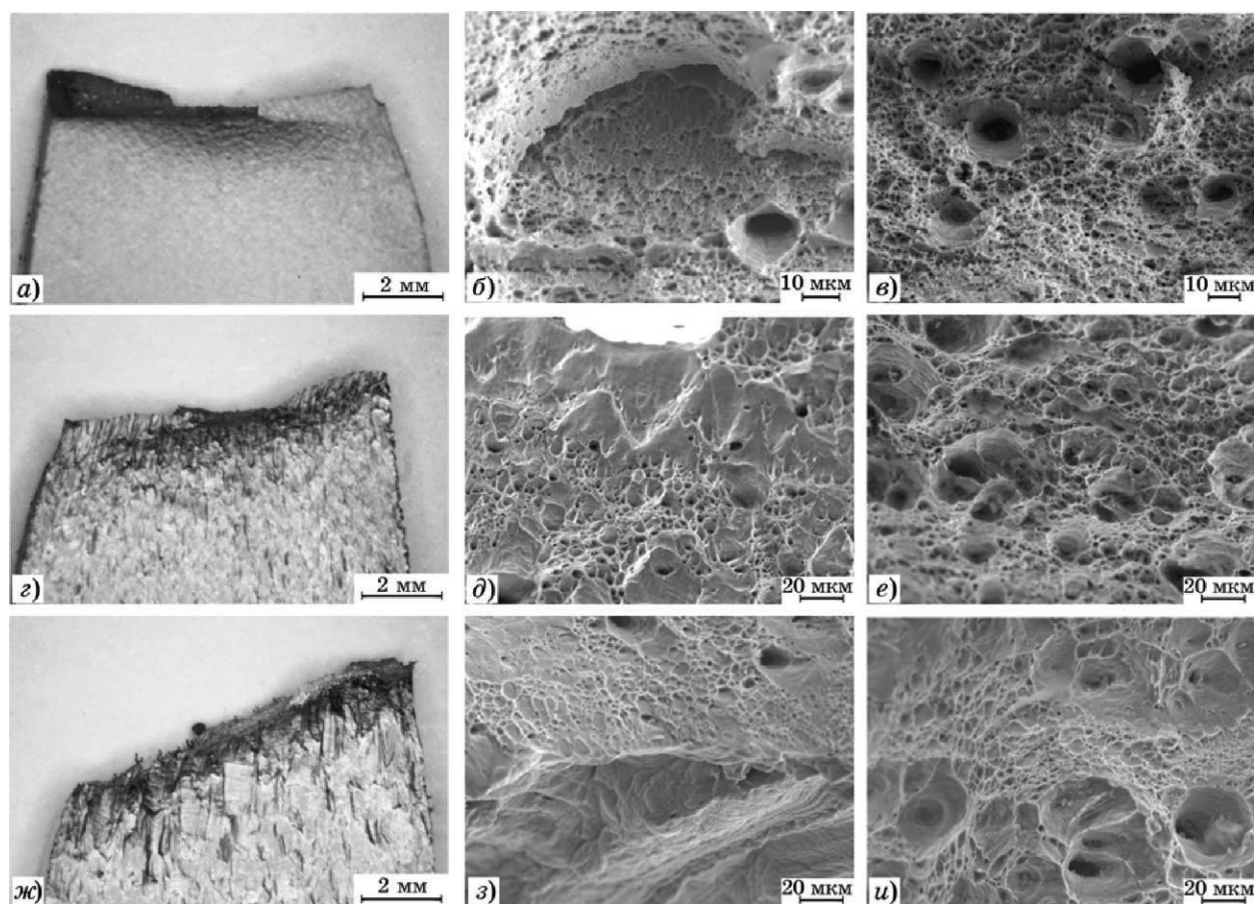
Подобная корреляция со стадийностью накопления поврежденности наблюдается и при оценке вихрекового параметра H_{BT} (фиг. 10, б), хотя в этом случае его деформационные кривые обратны кривым H_c . Изменение параметра начинается раньше, чем изменения H_c , поскольку вихрековый параметр чувствителен к поверхностным микротрещинам, но его минимальное значение достигается вблизи точки деструкции материала, соответствующей несколько меньшей деформации в сравнении с деформацией максимума H_c . Снижение H_{BT} вызвано упрочнением материала в пределах слабodeформированной зоны, а его дальнейший рост связан с увеличением поврежденности и доли мартенситной фазы [30]. Анализ изменения значений H_c и H_{BT} с изменением суммарной площади дефектов показывает, что имеется критическое значение S_Σ , при котором зави-



Фиг. 10. Деформационные зависимости коэрцитивной силы H_c (а) и вихрекового параметра H_{BT} (б)



Фиг. 11. Зависимости коэрцитивной силы H_c (а) и вихретокового параметра H_{BT} (б) от суммарной площади дефектов S_Σ



Фиг. 12. Профили (а, г, ж) и микрорельеф (б, в, д, е, з, и) изломов образцов с размером зерна 21 (а—в), 117 (г—е) и 280 мкм (ж—и) в областях очага разрушения (б, д, з) и центральной зоны изломов (в, е, и)

симости $H_c—S_\Sigma$ и $H_{BT}—S_\Sigma$ меняются на обратные, причем это критическое значение растет с увеличением размера зерен (фиг. 11).

Анализ макро- и микрорельефа изломов. На фиг. 12 представлены результаты исследования профилей изломов, а также макро- и микрорельефа разрушения испытанных образцов. Видно, что повышение температуры нагрева под закалку приводит к

смене вида разрушения, т.е. разрушение в условиях отрыва при низкой температуре закалки сменяется сдвиговым разрушением при более высокой температуре (фиг. 12, а, г, ж). Именно смена вида разрушения является результатом увеличения размера зерен и пластичности стали. На поверхности образцов хорошо видны слабо- и сильнодеформированные зоны поврежденности, глубина ко-

торых, а также удлинение самих зерен возрастают с повышением температуры под закалку, что согласуется с результатами оценки характеристик пластичности стали (удлинения образцов), представленными в таблице.

Об увеличении пластичности исследуемой стали с повышением температуры нагрева под закалку свидетельствует и образование множественных полос скольжения на боковой поверхности образцов, развитие которых способствует формированию вторичных очагов зарождения трещин.

Микрорельеф разрушения для всех исследуемых образцов преимущественно ямочный с локальными участками сдвига. С образованием языков сдвига в очагах разрушения и связано начало формирования магистральной трещины (фиг. 12, б, д, з). В центральных областях и в зонах долома образцов наблюдается вязкий ямочный микрорельеф (фиг. 12, в, е, и).

Выводы. 1. Развита методика комплексного анализа процесса разрушения, позволяющая устанавливать взаимосвязь механических и физических свойств стали со структурой и стадийностью процесса развития поврежденности.

2. Выполнен анализ диаграмм деформации исследуемого материала с использованием второй производной напряжения по деформации и определены критические напряжения смены режима деформационного упрочнения материала, отвечающие стадийности развития разрушения. Показано, что напряжения деструкции материала σ_{D1} и σ_{D2} отвечают напряжениям появления соответственно слабо- и сильнодеформированных зон S_L , S_H .

3. Показано, что зависимости прочностных параметров материала ($\sigma_{0,2}$ и σ_B) и некоторых акустических характеристик, определяющих форму акустического сигнала (AF , PF и FC), отвечают уравнениям, подобным уравнению Холла—Петча.

4. На выделенных стадиях нагружения материала оценены характеристики полей деформации (главной деформации ε_1 , площади слабо- и сильнодеформированных зон S_L , S_H) и акустической эмиссии (суммарного числа событий ΣN_{AE} , активности $\dot{N}$, D - и b_{AE} -параметров). Установлена взаимосвязь оцененных характеристик с размером зерен.

5. Оценены физические свойства нержавеющей стали в процессе растяжения ее образцов (коэрцитивной силы H_c и вихретокового параметра H_{BT}); показано, что изменение указанных характеристик отвечает стадийности развития разрушения, причем экстремальные значения этих параметров достигаются в первой точке деструкции стали σ_{D1} .

6. Анализ изменения значений H_c и H_{BT} с изменением суммарной площади дефектов показал, что имеется критическое значение S_Σ , при котором зависимости $H_c—S_\Sigma$ и $H_{BT}—S_\Sigma$ меняются на обратные, причем это критическое значение растет с увеличением размера зерен.

7. Относительная площадь поврежденной поверхности S_Σ стали с меньшим размером зерен ниже значения S_Σ сталей с большими размерами зерен во всем диапазоне деформаций, однако плотность повреждений n выше.

8. Повышение температуры нагрева под закалку приводит к смене вида разрушения, т.е. разрушение в условиях отрыва при низкой температуре под закалку сменяется сдвиговым разрушением при более высокой температуре; преимущественным механизмом разрушения является образование вязких ямок с локальными участками сдвига.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Sohrabi, M.J.* Deformation-induced martensite in austenitic stainless steels : A review / M.J. Sohrabi, M. Naghizadeh, H. Mirzadeh // Arch. Civil and Mechan. Eng. 2020. V.20. №4. P.124. DOI : 10.1007/s43452-020-00130-1.
2. *Weiβ, A.* Deformation induced martensite formation and its effect on transformation induced plasticity (TRIP) / A. Weiβ, H. Gutte, P.R. Scheller // Steel Res. Intern. 2006. V.77. №9—10. P.727—732. DOI : 10.1002/srin.200606454.
3. *Shen, Y.F.* Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel / Y.F. Shen, X.X. Li, X. Sun, Y.D. Wang, L. Zuo // Mater. Sci. Eng. : A. 2012. V.552. P.514—522. DOI : 10.1016/j.msea.2012.05.080.
4. *Barat, K.* Low temperature tensile deformation and acoustic emission signal characteristics of AISI 304LN stainless steel / K. Barat, H.N. Bar, D. Mandal, H. Roy, S. Sivaprasad, S. Tarafder // Mater. Sci. Eng. : A. 2014. V.597. P.37—45. DOI : 10.1016/j.msea.2013.12.067.
5. *Raj, B.* Influence of grain size and strain rate on acoustic emission during deformation and fracture of a type 316 stainless steel — preliminary results / B. Raj, T. Jayakumar, D.K. Bhattacharya, P. Rodriguez // Fracture 84. — [S.l.] : Elsevier, 1984. P.3433—3439.

6. Gereberich, W.W. A review of acoustic emission from sources controlled by grain size and particle fracture / W.W. Gereberich, K. Vallabhula // Proc. Symp. NDE, Microstruct. Characterisation Reliab. TMS Fall Meet. — Pittsburg : [s.n.], 1980.
7. O'Sullivan, D. The characterisation of work-hardened austenitic stainless steel by NDT micro-magnetic techniques / D. O'Sullivan, M. Cotterell, I. Meszaros // NDT & E Intern. 2004. V.37. №4. P.265—269. DOI : 10.1016/j.ndteint.2003.10.001.
8. Klyushnikov, V.A. Measurement of the strain induced α' -martensite content by eddy current method in the presence of elastic stresses of austenitic stainless steels / V.A. Klyushnikov, A.V. Gonchar, V.V. Mishakin, K.V. Kurashkin // J. Phys. : Conf. Ser. 2020. V.1431. №1. Art.012028. DOI : 10.1088/1742-6596/1431/1/012028.
9. Kim, H.C. The grain size and flow stress dependence of acoustic emission energy release in polycrystalline aluminium / H.C. Kim, T. Kishi // Physica Status Solidi (a). 1979. V.55. №1. P.189—195. DOI : 10.1002/pssa.2210550121.
10. Wadley, H.N.G. Acoustic emission for physical examination of metals / H.N.G. Wadley, C.B. Scruby, J.H. Speake // Intern. Metals Rev. 1980. V.25. №1. P.41—64. DOI : 10.1179/imtr.1980.25.1.41.
11. Bill, R.C. An acoustic emission study of plastic deformation in polycrystalline aluminium / R.C. Bill, J.R. Frederick, D.K. Felbeck // J. Mater. Sci. 1979. V.14. №1. P.25—32. DOI : 10.1007/BF01028325.
12. Sohrabi, M.J. Grain size dependent mechanical behavior and TRIP effect in a metastable austenitic stainless steel / M.J. Sohrabi, H. Mirzadeh, S. Sadeghpour, R. Mahmudi // Intern. J. Plasticity. 2023. V.160. Art.103502. DOI : 10.1016/j.ijplas.2022.103502.
13. Ботвина, Л.Р. Оценка и анализ b -параметра акустической эмиссии / Л.Р. Ботвина, В.Б. Петерсен, М.Р. Тютин // Зав. лаб. Диагностика материалов. 2011. Т.77. №3. С.43—50.
14. Cox, S.J.D. Microcrack formation and material softening in rock measured by monitoring acoustic emissions / S.J.D. Cox, P.G. Meredith // Intern. J. Rock Mech. Mining. Abstr. 1993. V.30. №1. P.11—24. DOI : 10.1016/0148-9062(93)90172-A.
15. Colombo, Ing.S. Assessing damage of reinforced concrete beam using « b -value» analysis of acoustic emission signals / Ing.S. Colombo, I.G. Main, M.C. Forde // J. Mater. Civil Eng. 2003. V.15. №3. P.280—286. DOI : 10.1061/(ASCE)0899-1561(2003)15:3(280).
16. Blaber, J. Ncorr : open-source 2D digital image correlation matlab softwar / J. Blaber, B. Adair, A. Antoniou // Experimental Mechanics. 2015. V.55. №6. P.1105—1122.
17. Ботвина, Л.Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов / Л.Р. Ботвина. — М. : Наука, 1989. 230 с.
18. Клевцов, Г.В. Пластические зоны и диагностика разрушения металлических материалов / Г.В. Клевцов. — М. : Изд-во МИСиС, 111 с.
19. Федосенко, Ю.К. Неразрушающий контроль. Справочник. Кн.2. Вихретоковый контроль / Ю.К. Федосенко, В.Г. Герасимов, А.Д. Покровский, Ю.Я. Останин : под ред. В.В. Ключева. — М. : Машиностроение, 2004. Т.3. 688 с.
20. Ермолов, Н.Н. Неразрушающий контроль. Справочник. Ультразвук / Н.Н. Ермолов, Ю.В. Ланге ; под ред. В.В. Ключева. — М. : Машиностроение, 2004. Т.3. 864 с.
21. Ковалёв, А. Влияние изотермического α' -мартенсита на механические свойства и коррозионную стойкость высоколегированных литых Cr-Mn-Ni-сталей / А. Ковалёв, А. Вейсс, П.Р. Шелер, К. Воробьёв, М. Кришер, Х.Е. Фридрих // Вестн. ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. 2011. Т.4. С.7—14.
22. Kubotsch, M. Impact of surface preparation on the formation of deformation-induced α' -martensite in a metastable austenitic steel / M. Kubotsch, R. Scheck, D. Willer, M. Speicher, E.A. Soppa // Practical Metallography. 2022. V.59. №2. P.75—91. DOI : 10.1515/pm-2022-0008.
23. Ботвина, Л.Р. Иерархия микротрещин при циклическом и статическом нагружении / Л.Р. Ботвина, А.И. Болотников, И.О. Синев // Физическая мезомеханика. 2019. Т.22. №6. С.24—36. DOI : 10.24411/1683-805X-2019-16003.
24. Рыбакова, Л.М. Механические закономерности деформации металла при объемном и поверхностном пластическом деформировании / Л.М. Рыбакова // Проблемы машиностроения и надежности машин. 1998. №5. С.113—123.
25. Башков, О.В. Анализ эволюции дефектной структуры поликристаллических материалов на различных стадиях нагружения методом акустической эмиссии / О.В. Башков. — Комсомольск-на-Амуре : Изд. ГТУ, 2011. 365 с.
26. Бабич, В.К. О природе изменения коэрцитивной силы при деформации отожженных углеродистых сталей / В.К. Бабич, В.А. Пирогов // ФММ. 1969. Т.28. №3. С.447—453.
27. Горкунов, Э.С. Влияние пластической деформации при гидростатическом давлении на поврежденность и магнитные характеристики низкоуглеродистой стали 3сп / Э.С. Горкунов, С.В. Смирнов, С.С. Родионова // Физическая мезомеханика. 2003. Т.6. №5. С.101—108.
28. Кулеев, В.Г. Особенности поведения коэрцитивной силы пластически деформированных малоуглеродистых сталей / В.Г. Кулеев, Т.П. Царькова, А.П. Ничипурук // Дефектоскопия. 2005. №5. С.24—37.
29. Ульянов, А.И. Влияние сильных пластических деформаций на структурное состояние и коэрцитивную силу патентованной проволоки стали 70 и порошков сплава Fe-5 ат.% С / А.И. Ульянов, Э.С. Горкунов, С.В. Смирнов, Е.П. Елсуков, Г.Н. Коныгин, А.В. Загайнов, Н.Б. Арсентьева, С.Ю. Митропольская // Физическая мезомеханика. 2005. Т.8. №2. С.81—88.
30. Горкунов, Э.С. Применение вихретокового метода для оценки накопленной пластической деформации остаточных механических свойств после циклического нагружения отожженной среднеуглеродистой стали / Э.С. Горкунов, Р.А. Саврай, А.В. Макаров, Л.Х. Коган, С.А. Роговая // Дефектоскопия. 2006. №5. С.25—36.