

**СТРУКТУРА,  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 620.18:669.65.6

**ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ  
НЕРЖАВЕЮЩЕЙ Cr–Mn–N-СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ  
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАСТЯЖЕНИЯ**

© 2020 г. Н. А. Наркевич<sup>а</sup>, \*, Н. С. Сурикова<sup>а</sup>

<sup>а</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, просп. Академический, 2/4, Томск, 634055 Россия

\*e-mail: natnark@list.ru

Поступила в редакцию 29.01.2020 г.

После доработки 28.07.2020 г.

Принята к публикации 11.08.2020 г.

Исследовано деформационное поведение и структура 16.5Cr–18.8Mn–0.53N–0.07C стали, деформированной растяжением в интервале температур  $-196^{\circ}\text{C} + 20^{\circ}\text{C}$ . Показано, что в температурном интервале  $-65 < t \leq 20^{\circ}\text{C}$  присутствует стадия с постоянной скоростью деформационного упрочнения, которая при  $-65 < t < 0^{\circ}\text{C}$  периодически прерывается стадией параболического упрочнения. При температурах испытаний  $-65 < t < 0^{\circ}\text{C}$  в образцах отмечена множественная локализация деформации. При всех температурах деформирования в стали протекает  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращение. Его вклад в общую пластичность стали при снижении температуры испытаний увеличивается. На стадии локализации деформации в стали, испытанной при  $-196^{\circ}\text{C}$ , идет  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ -превращение.

*Ключевые слова:* азотистая сталь, низкотемпературное деформирование, деформационное упрочнение, фазовое превращение

**DOI:** 10.31857/S0015323020120086

## ВВЕДЕНИЕ

Для освоения месторождений нефти и газа в Сибири и арктическом шельфе требуются стали, обладающие при отрицательных климатических температурах комплексом высоких антикоррозионных, механических, трибологических и технологических свойств. Этим требованиям в полной мере соответствуют азотсодержащие аустенитные нержавеющие стали [1–8]. Свойства этих сталей зависят от системы легирования, режима термической обработки, температуры и скорости деформирования. Особенно большое влияние на механическое поведение и свойства оказывает содержание азота в твердом растворе. Максимальное растворение нитридов в аустените достигается закалкой в воде от температур  $1100\text{--}1250^{\circ}\text{C}$  [4, 9, 10]. При механических и фрикционных нагрузках легированный аустенит может оставаться в стабильном состоянии или испытывать  $\gamma \rightarrow \alpha'$  или  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ -превращения [2, 4–10]. Фазовое превращение с образованием  $\alpha'$ -мартенсита стимулируется также низкотемпературным деформированием [3, 7]. В сталях со стабильным аустенитом релаксация напряжений идет путем самоорганизации дислокационной структуры. Особенности деформационного упрочнения в них определяет скопление дислокаций, двойникование, образование дефектов упаковки [8]. В то же время в литературе недо-

статочно данных о деформационном поведении, механизмах деформации и эволюции структуры в сталях, не испытывающих  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение в широком температурном интервале. В частности, не исследовано влияние температуры деформирования на вид кривой течения и стадии пластической деформации, а также структурные превращения в зоне локализации деформации. Исследованию этих аспектов посвящена настоящая работа.

## МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Исследовали Cr–Mn–N-сталь (Cr<sub>16.5</sub>, Mn<sub>18.8</sub>, N<sub>0.53</sub>, C<sub>0.07</sub>, Si<sub>0.52</sub> мас. %, ост. Fe) после закалки от  $1100^{\circ}\text{C}$  в воде и последующего деформирования растяжением при температурах  $-196$ ,  $-65$ ,  $-20$ ,  $-10$ ,  $0$  и  $20^{\circ}\text{C}$  со скоростью  $1.87 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  на испытательной машине INSTRON 5582 (Canon USA) до разрушения. Образцы с размерами рабочей части  $15 \times 2.5 \text{ мм}^2$  и толщиной  $1 \text{ мм}$  вырезали электроискровым способом. Предварительная подготовка образцов заключалась в механической шлифовке поверхностей, полировке алмазными пастами. Окончательная подготовка – электролитическая полировка в растворе  $\text{H}_3\text{PO}_4$  (430 мл) +  $\text{CrO}_3$  (50 г).

Структуру стали исследовали в разрушенных образцах после испытаний на электронном микроскопе CM-12 (Philips, Netherlands) при ускоряющем напряжении 120 кВ методом тонких фольг. Фольги готовили сначала механической шлифовкой до толщины 100 мкм, затем электролитической полировкой в растворе  $H_3PO_4$  (430 мл) +  $CrO_3$  (50 г).

### РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 показаны диаграммы растяжения исследуемой стали в зависимости от температуры испытаний. Видно, что с понижением температуры испытаний сопротивление деформированию возрастает. При этом сталь сохраняет высокую пластичность, максимальные значения относительного удлинения достигают 78% в температурном интервале  $-30 < t \leq 0^\circ C$ . Изменение фазового состава в процессе низкотемпературного деформирования можно оценить по величине Md30 [11] – температуре, при которой после деформирования на 30% структура состоит из 50%  $\gamma$ -фазы и 50%  $\alpha'$  мартенсита. Для исследуемой стали Md30 =  $-163^\circ C$ . Следует ожидать, что при снижении температуры испытаний ниже комнатной до  $-65^\circ C$  в стали превращение  $\gamma \rightarrow \alpha'$  не идет, а при  $-196^\circ C$  доля  $\alpha'$  мартенсита в структуре должна быть выше 50%.

На стабильность аустенита влияет энергия дефекта упаковки (ЭДУ) [12, 13], уменьшающаяся при снижении температуры деформирования [14]. В исследуемой стали при комнатной температуре из соотношения, приведенного в работе [13], учитывающего только влияние C и N, ЭДУ =  $18.5 \text{ мДж/м}^2$ . Экспериментально в работе Гаврилюка с соавторами [15] установлено, что в Cr-Mn-N-сталях близкого состава ЭДУ =  $21 \text{ мДж/м}^2$ . Высокоазотистые стали с ЭДУ =  $20 \text{ мДж/м}^2$  и выше, согласно классификации [12], относятся к категории сталей, в которых двойникование является основным механизмом деформации. Если при низкотемпературном деформировании ЭДУ уменьшается ниже  $20 \text{ мДж/м}^2$ , тогда реализуется, помимо двойникования, механизм  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения.

Механизмы деформации и фазовые превращения, задействованные при деформировании, проявляются в изменении деформационного упрочнения на зависимостях Kocks-Mecking [16], рис. 2. На начальной стадии деформирования при всех температурах наблюдается характерное для всех ГЦК-металлов снижение деформационного упрочнения [17]. Деформационное поведение на следующей стадии в температурном интервале  $-65 < t \leq 20^\circ C$ , характеризуется постоянной скоростью деформационного упрочнения ( $\theta$ ). В случае испытаний при комнатной температуре участок с  $\theta = \text{const}$  один. После него следует параболическая стадия

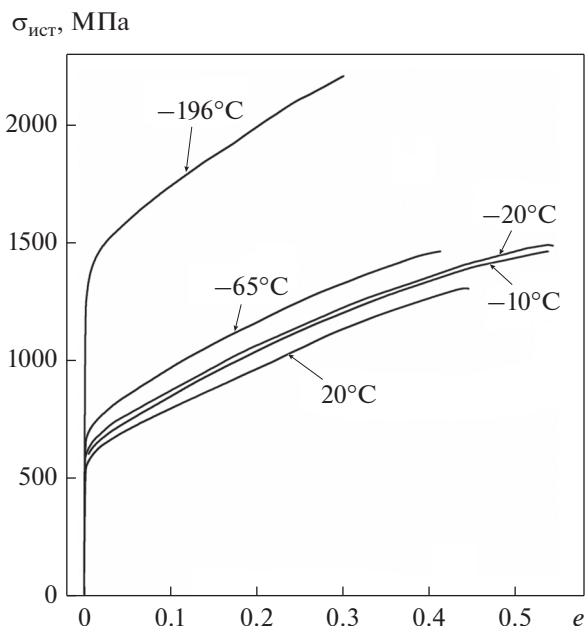
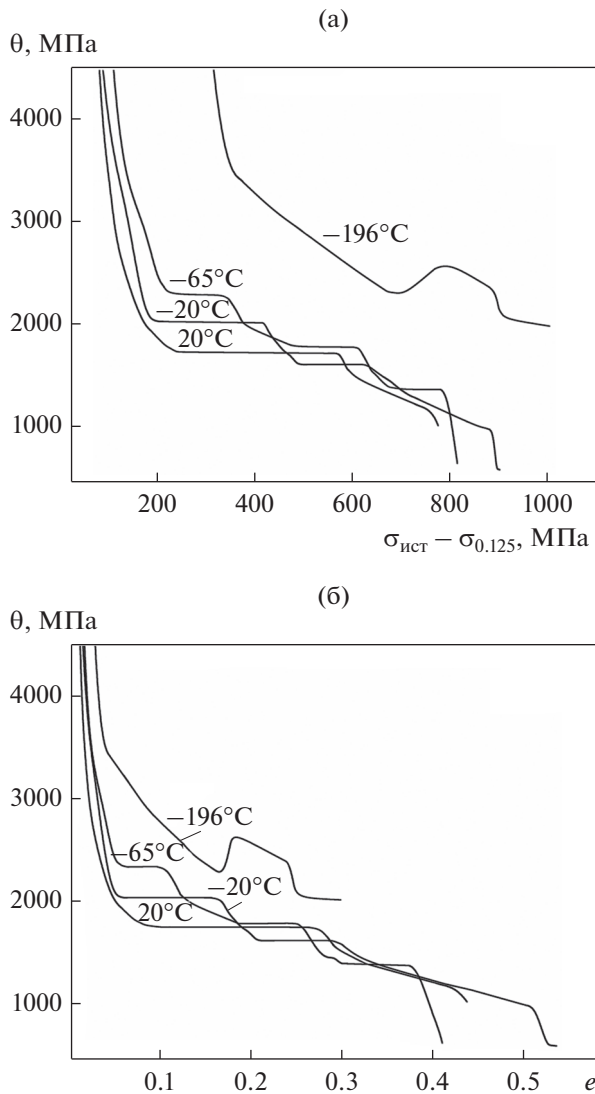


Рис. 1. Диаграммы напряжение–деформация Cr-Mn-N-стали при растяжении при температурах 20, -10, -20, -65, -196°C.

упрочнения со снижающейся скоростью деформационного упрочнения. При отрицательных температурах участки с  $\theta = \text{const}$  чередуются с участками снижения скорости деформационного упрочнения, где  $\theta \neq \text{const}$ , рис. 2.

Влияние низкотемпературного деформирования на скорость деформационного упрочнения заключается в следующем: (1) с понижением температуры испытаний скорость деформационного упрочнения возрастает (первый участок с  $\theta = \text{const}$ ), а напряжение, при котором эта стадия прерывается, уменьшается; (2) протяженность первых горизонтальных участков, сокращается, при том, что суммарная длина участков с постоянной скоростью упрочнения примерно одинаковая; (3) скорость деформационного упрочнения на вторых и последующих участках кривых с  $\theta = \text{const}$  существенно ниже, чем на первых; (4) при температуре испытаний  $t = -196^\circ C$  участки с  $\theta = \text{const}$  отсутствуют.

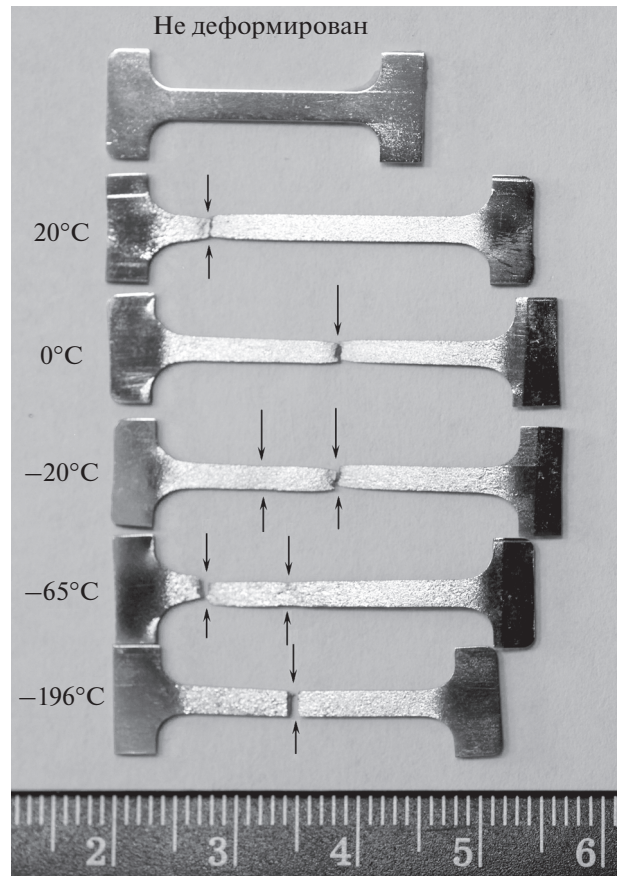
Авторами [18] было установлено, в сплавах с низкой ЭДУ при увеличении степени деформации стадия упрочнения с  $\theta = \text{const}$  прерывается стадией снижения скорости деформационного упрочнения ( $\theta \neq \text{const}$ ). Основным механизмом деформации таких сплавов является двойникование. Этот же вывод следует из работ [7, 19], где получены данные о том, что в легированных азотом сталях с низкой ЭДУ на кривых напряжение – деформация присутствует стадия с прямо пропорциональной зависимостью. Деформационное поведение с прерыванием стадии “первичного



**Рис. 2.** Изменение деформационного упрочнения  $\theta$  в зависимости от  $(\sigma_{\text{ист}} - \sigma_{0,125})$  (а) и от истинной деформации  $\epsilon$  (б) при растяжении Cr–Mn–N-стали при температурах 20, –20, –65, –196°C.

двойникования” авторы [18] связывают с формированием внутризеренных разориентаций (кривизной решетки), подавляющих образование двойников. Второму горизонтальному участку с  $\theta = \text{const}$  соответствует стадия “вторичного двойникования”, на которой происходит пересечение деформационных двойников.

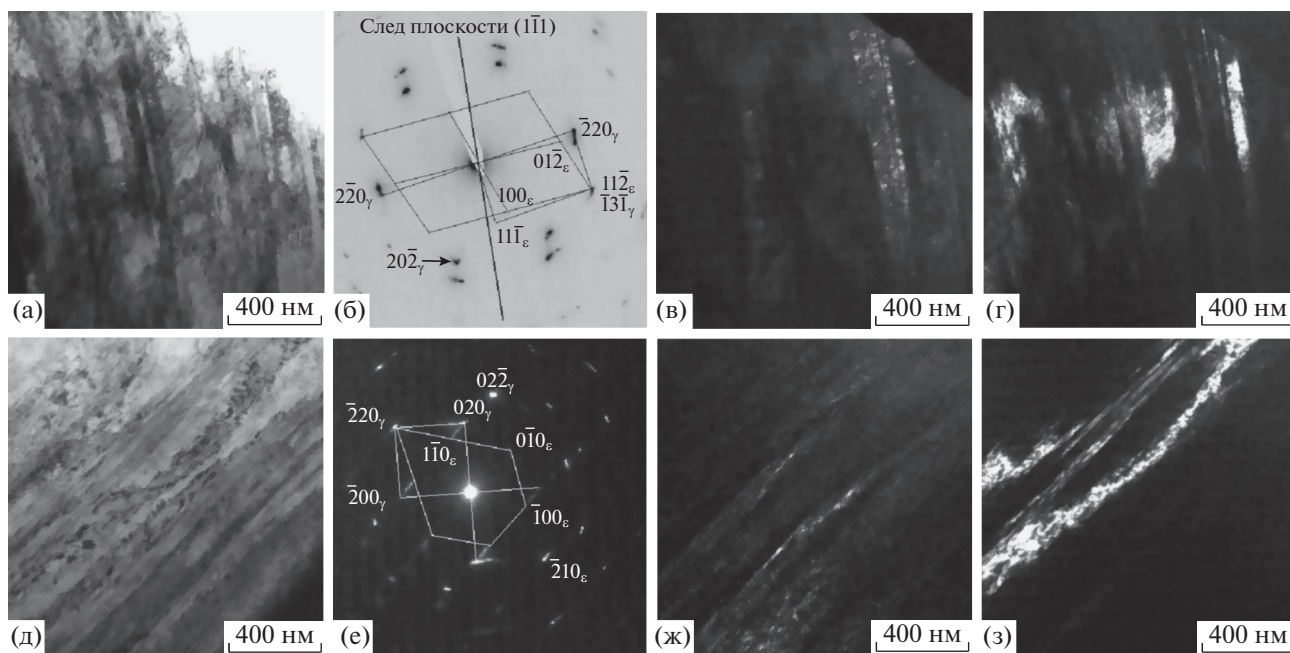
В нашем исследовании кривые с несколькими участками постоянной скорости деформационного упрочнения получены на образцах, с множественной локализацией деформации, рис. 3. Помимо места разрушения на поверхности образцов, испытанных при температурах –20, –65°C, визуально определяются дополнительные сужения с макрополосами сдвига. На рис. 3 видно, что длина области локализованной деформации (шейки) с



**Рис. 3.** Образцы Cr–Mn–N-стали до и после испытаний на растяжение при температурах 20, 0, –20, –65, –196°C. Стрелками показаны области локализации деформации и разрушения.

понижением температуры испытаний уменьшается. Так, при комнатной температуре длина шейки с одной стороны от места разрушения оценивается в 5 мм; при 0 и –20°C в 1.7 мм; при –65°C в 1.5 мм; при –196°C шейка отсутствует. Фольги для исследования тонкой структуры деформированных образцов были изготовлены из разных участков образцов, в непосредственной близости от места разрушения (в зоне локализации деформации) и вдали от него (в зоне равномерной деформации).

**Структура стали после испытаний при 20°C.** Структура стали после испытаний образца при комнатной температуре показана на рис. 4. В зоне локализации деформации и в зоне равномерной деформации наблюдаются деформационные двойники (рис. 4а, 4д). Двойники на светлопольном изображении (рис. 4а) изогнуты. Азимутальная разориентировка плоскостей типа  $\{220\}$  на электронограмме, свидетельствующая об кривизне кристаллографической плоскости, составляет  $8^\circ$ – $12^\circ$ , (рис. 4б). В структуре зон равномерной и локализованной деформации присутствует  $\epsilon$ -фаза с ГПУ-решеткой, сетки рефлексов от которой по-



**Рис. 4.** Структура Cr–Mn–N-стали после растяжения при 20°C: область равномерной деформации (а–г), область локализации деформации (д–з). Светлопольное изображение (а); электронограмма: сетки рефлексов  $\gamma$ -фазы  $z = [112]_\gamma$  и  $\epsilon$ -фазы  $z = [021]_\epsilon$  (б); темнопольное изображение в рефлексе-тяже  $(100)_\epsilon$  (в); темнопольное изображение в рефлексе  $(20\bar{2})_\gamma$   $z = [111]_\gamma$  (г); Светлопольное изображение (д), электронограмма: сетки рефлексов  $\gamma$ -фазы  $z = [001]_\gamma$  и  $\epsilon$ -фазы  $z = [001]_\epsilon$  (е); темнопольное изображения структуры в рефлексе  $\epsilon$ -фазы  $(0\bar{1}0)_\epsilon$  (ж); темнопольное изображение структуры в рефлексе  $\gamma$ -фазы  $(02\bar{2})_\gamma$   $z = [111]_\gamma$  (з).

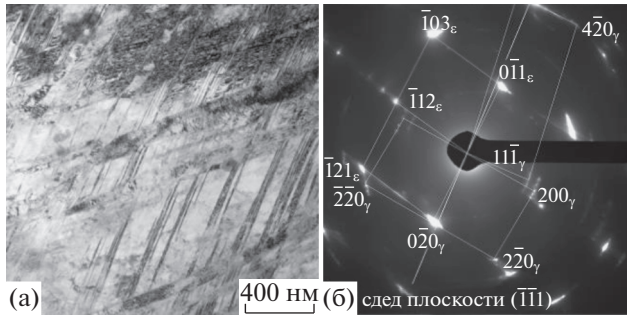
казаны на рис. 4б, 4е. Тонкие дисперсные пластины  $\epsilon$ -фазы, толщиной в единицы нм, образуют на микродифракционной картине тяжи и перемежаются с наноразмерными областями  $\gamma$ -фазы (рис. 4б–4г). Плотнупакованное направление  $[\bar{2}20]_\gamma$  ГЦК решетки на электронограмме (рис. 4е) совпадает с плотнупакованным направлением  $[\bar{2}1.0]_\epsilon$ , ГПУ решетки, так как рефлексы от этих фаз расположены на одной линии. Ось зоны матрицы параллельна оси зоны  $\epsilon$ -фазы, т.е.  $(111)_\gamma \parallel (00.1)_\epsilon$ . Параллельность плотнупакованных плоскостей и лежащих в них плотнупакованных направлений свидетельствует о выполнении ориентационного соотношения Shoji-Nishiyama [9]. Образованию  $\epsilon$ -фазы соответствует ниспадающая часть кривой деформационного упрочнения, рис. 2. При высокой степени деформации  $e > 0.3$  до начала стадии локализации кристаллографические плоскости ГЦК-решетки искривляются вместе с образовавшимися при меньшей степени деформации двойниками.

Кривизна решетки формируется благодаря накоплению дефектов у границ двойников. Это приводит, как показано в [18], к подавлению продолжения двойникования. Авторы [20] характеризуют превращение  $\gamma \rightarrow \epsilon$  как следствие возникно-

вения в зонах кривизны кристаллической решетки наномасштабных мезоскопических структурных состояний, позволяющих реализовать фазовое превращение путем перестройки атомов по междоузлиям.

**Структура стали после испытаний при –20°C.** Как было показано выше, на стадии равномерной деформации при –20°C при увеличении ее степени к двойникованию периодически подключается  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращение. Следовательно, в структуре должны присутствовать деформационные двойники и  $\epsilon$ -мартенсит. На светлопольном изображении структуры рис. 5а видны две системы двойников. Одна система находится в матрице с осью зоны  $[001]_\gamma$ ; плоскость двойникования  $(111)$  и направление  $[\bar{2}20]$ . Более тонкие двойники принадлежат другой оси зоны матрицы  $z = [123]_\gamma$ . Наиболее яркие рефлексы образуют на электронограмме сетку рефлексов  $\epsilon$ -мартенсита, рис. 5б.

На рис. 6а–6г показана структура другого участка фольги. Анализ электронограммы и темнопольного изображения рис. 6б, 6в показывает, что двойники ориентированы параллельно следу плоскости  $[\bar{1}11]_\gamma$ . Свечение двойников на темнопольном изображении рис.6в прерывается. Тем-



**Рис. 5.** Структура Cr–Mn–N-стали после растяжения при  $-20^{\circ}\text{C}$  в области равномерной деформации. Светлопольное изображение (а); электронограмма: сетки рефлексов  $\gamma$ -фазы  $z = [001]_{\gamma}$ ,  $z = [123]_{\gamma}$  и  $\epsilon$ -фазы  $z = [31.1]_{\epsilon}$  (б).

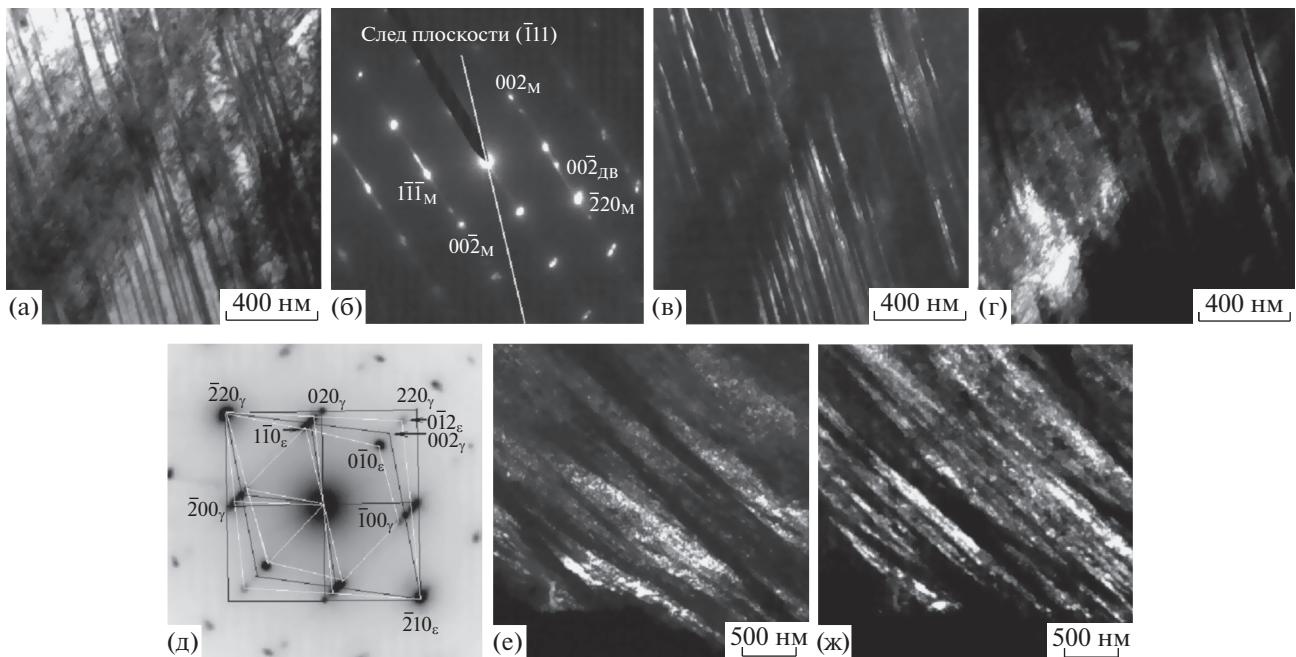
нопольное изображение в рефлексе  $(\bar{2}20)_{\gamma}$  показано на рис. 6г, где видно, что кристаллографическая плоскость матрицы тоже искривлена, рис. 6г. Ее изгиб изгибает и двойники.

В области локализации деформации в образце, испытанном при  $-20^{\circ}\text{C}$ , формируется двухфазная  $\gamma/\epsilon$ -структура. На электронограмме рис. 6д выделены две сетки рефлексов  $\gamma$ -фазы и две сетки  $\epsilon$ -фазы. Все сетки совпадают в рефлексах  $(\bar{2}20)_{\gamma}$  и

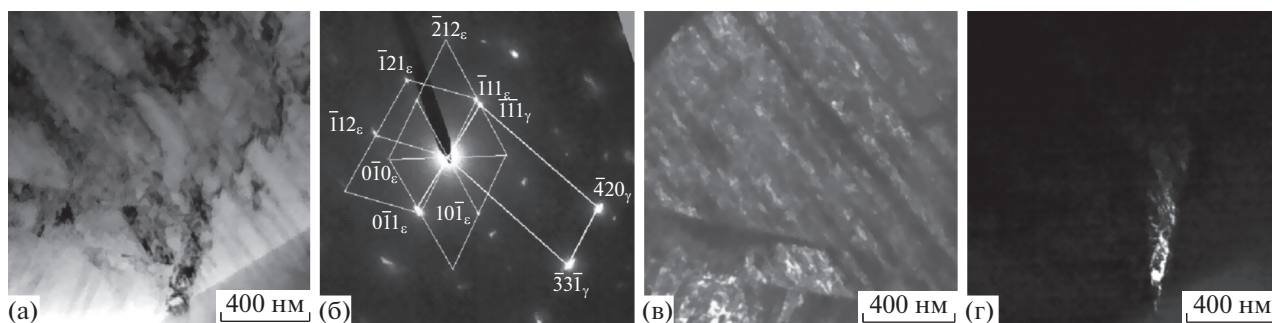
$(\bar{2}1.0)_{\epsilon}$ , каждый из которых определяет совпадающие плотноупакованные направления в ГЦК и ГПУ решетках соответственно. Следы пластин  $\epsilon$ -фазы на темнопольном изображении также параллельны этому общему для двух решеток направлению.

**Структура стали после испытаний при  $-196^{\circ}\text{C}$ .** Испытания при температуре  $-196^{\circ}\text{C}$  показали качественно иное деформационное поведение стали. Вплоть до  $e = 0.16$  скорость деформационного упрочнения снижается, рис. 2. Далее следует короткая стадия повышения скорости деформационного упрочнения, которое авторы [7] связывают с  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращением. Сталь обладает высокой пластичностью при криогенной температуре — пластическая деформация развивается в образце до  $e = 0.3$ . Этот результат противоречит работе Tomota и др. [10], в которой сталь близкого состава при температуре  $-196^{\circ}\text{C}$  разрушается при  $e = 0.015$ .

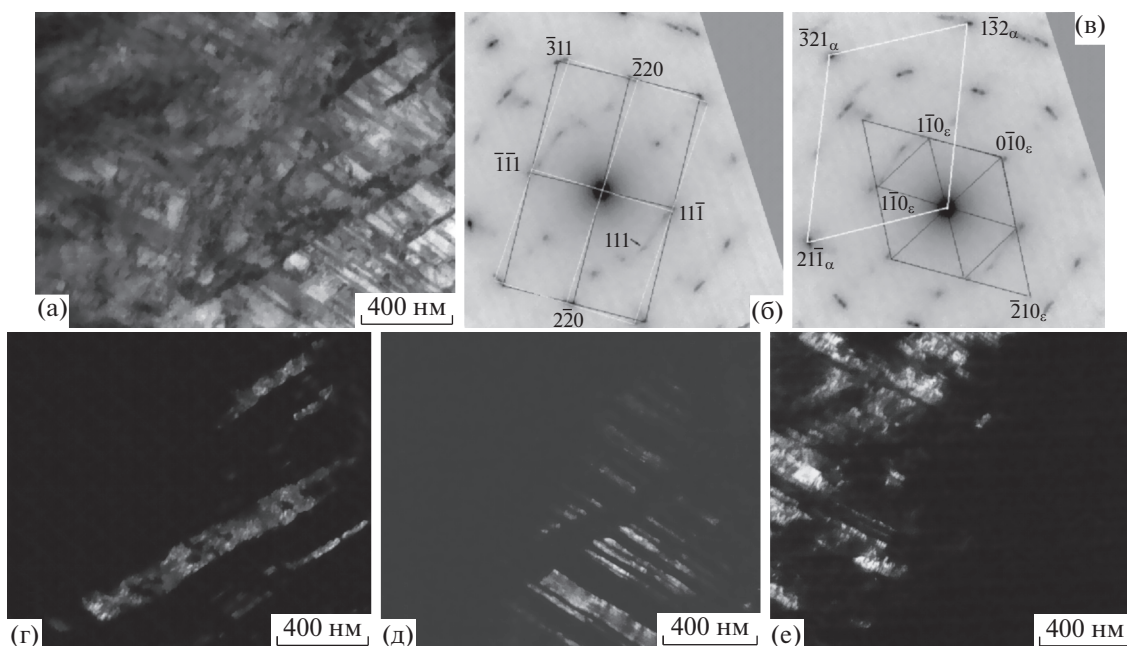
Структура стали после испытаний при  $-196^{\circ}\text{C}$  в области равномерной деформации показана на рис. 7. На электронограмме выделены две сетки рефлексов  $\epsilon$ -фазы, оси зон которых определены как  $[10.1]_{\epsilon}$  и  $[31.1]_{\epsilon}$ , рис. 7б. Темнопольные изображения  $\epsilon$ -фазы, рис. 7в, 7г, а также наши рентгенографические исследования в работе [21] показывают, что объемная доля фазы с ГПУ-решеткой



**Рис. 6.** Структура Cr–Mn–N-стали после растяжения при  $-20^{\circ}\text{C}$ : область равномерной деформации (а–г), область локализации деформации (д–ж). Светлопольное изображение (а); электронограмма с рефлексами  $\gamma$ -фазы  $z = [110]_{\gamma}$  (б); темнопольное изображение в рефлексе двойника  $(111)_{\text{ДВ}}$  (в); темнопольное изображение в рефлексе  $\gamma$ -фазы  $(\bar{2}20)_{\gamma}$  (г). Электронограмма (д); темнопольное изображение преимущественно в рефлексе  $\epsilon$ -фазы  $(010)_{\epsilon}$ ,  $z = [001]_{\epsilon}$  (е); темнопольное изображение в рефлексе  $\gamma$ -фазы  $(020)_{\gamma}$ ,  $z = [001]_{\gamma}$  (ж).



**Рис. 7.** Структура Cr–Mn–N-стали после растяжения при  $-196^{\circ}\text{C}$ : область равномерной деформации. Светлопольное изображение (а); электронограмма с сетками рефлексов  $\gamma$ -фазы  $z = [123]_{\gamma}$  и  $\epsilon$ -фазы  $z = [101]_{\epsilon}$ ,  $z = [311]_{\epsilon}$  (б); темнопольное изображение в рефлексе  $\epsilon$ -фазы  $(\bar{1}12)_{\epsilon}$  (в); темнопольное изображение в рефлексе  $\epsilon$ -фазы  $(0\bar{1}0)_{\epsilon}$  (г).



**Рис. 8.** Структура Cr–Mn–N-стали после растяжения при  $-196^{\circ}\text{C}$ : область локализации деформации. Светлопольное изображение (а); Электронограмма с сеткой рефлексов  $\gamma$ -фазы  $z = [112]_{\gamma}$  (б) и эта же электронограмма с сетками рефлексов  $\epsilon$ -фазы  $z = [00.1]_{\epsilon}$  и  $\alpha'$ -мартенсита,  $z = [157]_{\alpha}$  (в); темнопольное изображение в рефлексе двойника  $(111)_{\text{дв}}$  (г); темнопольное изображение  $\epsilon$ -фазы в рефлексе  $(2\bar{1}0)_{\epsilon}$  (д); темнопольное изображение  $\alpha'$ -мартенсита в рефлексе  $(\bar{2}11)_{\alpha'}$  (е).

достаточно высока, и поэтому  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращение оказывает существенное влияние на деформационное поведение стали при  $-196^{\circ}\text{C}$ . В частности, это объясняет отсутствие участка с постоянной скоростью деформационного упрочнения и высокую пластичность стали, рис. 2.

В структуре стали в области локализации деформации обнаружены  $\gamma$ -,  $\epsilon$ -,  $\alpha'$ -фазы (рис. 8). Матрица представляет собой дискретно разориентированные на угол  $5^{\circ}$  области, содержит двойники (рис. 8б, 8г). На темнопольном изображении в рефлексе  $(\bar{2}10)_{\epsilon}$  видны пластины  $\epsilon$ -мартенсита (рис. 8д), ориентированные вдоль плоскости

двойничкования матрицы  $(1\bar{1}1)_{\gamma}$ . Анализ электронограммы и темнопольного изображения в рефлексе  $(\bar{2}11)_{\alpha'}$  (рис. 8в, 8е) показывает, что  $\alpha'$ -мартенсит расположен в левой части светлопольного изображения (рис. 8а). Яркость рефлексов  $\alpha'$ -мартенсита сопоставима с яркостью свечения рефлексов  $\gamma$ -фазы, что указывает на большую долю  $\alpha'$ -мартенсита в зоне локализации деформации. Таким образом, при растяжении при  $-196^{\circ}\text{C}$  вблизи от места разрушения в стали формируется трехфазная  $\gamma/\epsilon/\alpha'$ -структура вследствие полного цикла превращения  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ .

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Результаты, полученные в работе, показывают, что деформационное поведение Cr–Mn–N-стали, содержащей 0.53% азота зависит от температуры испытаний. При комнатной температуре, помимо начальной стадии снижения скорости деформационного упрочнения, выделяются стадия с постоянной скоростью деформационного упрочнения ( $\theta = \text{const}$ ) и стадия снижения скорости деформационного упрочнения ( $\theta \neq \text{const}$ ). В температурном интервале испытаний  $-65 < t < 0^\circ\text{C}$  стадия с  $\theta = \text{const}$  чередуется со стадией  $\theta \neq \text{const}$ . При этом отмечена множественная локализация деформации. На стадии с  $\theta = \text{const}$  в стали идет двойникование, что соответствует данным работы [18]. Появление стадии с  $\theta \neq \text{const}$  связано с началом  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращения, которое начинается тем раньше, чем ниже температура деформирования. Повышенная пластичность стали при температурах  $-10, -20^\circ\text{C}$  обусловлена TRIP эффектом, в котором основной вклад принадлежит  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращению.

При  $-196^\circ\text{C}$   $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращение начинается с самого начала пластического деформирования, а в зоне локализации деформации продолжается до образования мартенсита деформации с ОЦК-решеткой по схеме  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ .

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект III.23.1.1

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Солнцев Ю.П. Хладостойкие стали и сплавы. С.-Петербург: Химиздат, 2005. 475 с.
2. Коршунов Л.Г., Сагарадзе В.В., Черненко Н.Л., Печеркина Н.Л., Калинин Г.Ю., Мушеникова С.Ю., Харьков О.А. Структура и трибологические свойства азотсодержащих аустенитных сталей // Вопр. материал. 2012. Т. 71. № 3. С. 136–145.
3. Kaputkina L.M., Kaputkin D.E., Glebov A.G., Speidel M.O., Svyazhin A.G., Smarygina I.V. High nitrogen high-strength steels / Conf. Proseed. 12th Int. Conf. High Nitrogen steels (HNS2014). Hamburg, 16.09–19.09. 2014. P. 60–65.
4. Byrnes M.L.G., Grujicic M., Owen W.S. Nitrogen strengthening of a stable austenitic stainless steel // Acta Met. 1987. V. 35. P. 1853–1862.
5. Костина М.В., Поломошнов П.Ю., Блинов В.М., Мурадян С.О., П.П., Костина В.С. Хладостойкость новой литейной Cr–Mn–Ni–Mo–N стали с 0.5% N. Часть 1 // Изв. вузов. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 11. С. 894–906.
6. Коршунов Л.Г., Гойхенберг Ю.Н., Терещенко Н.А., Уваров А.И., Макаров А.В., Черненко Н.Л. Износостойкость и структура поверхностного слоя азотсодержащих нержавеющей аустенитных сталей при трении и абразивном воздействии // ФММ. 1997. Т. 84. № 5. С. 137–149.
7. Martin S., Wolf S., Martin U., Krüger L. Deformation mechanisms in austenitic TRIP/TWIP steel as a function of temperature // Metall. Mater. Trans. A. 2016. V. 47A. P. 49–58.
8. Astafurova E.G., Moskvina V.A., Maier G.G., Gordienko A.I., Burlachenko A.G., Smirnov A.I., Bataev V.A., Galchenko N.K., Astafurov S.V. Low-temperature tensile ductility by V-alloying of high-nitrogen CrMn and CrNiMn steels: characterization of deformation microstructure and fracture micromechanisms // Mater. Sci. Eng. A. 2019. V. 745. P. 265–278.
9. Lee T.-H., Oh C.-S., Kim S.-J. Effects of nitrogen on deformation-induced martensitic transformation in metastable austenitic Fe–18Cr–10Mn–N steels // Scripta Mater. 2008. V. 58. P. 110–113.
10. Tomota Y., Nakano J., Xia Y., Inoue K. Unusual strain rate dependence of low temperature fracture behavior in high nitrogen bearing austenitic steels // Acta Mater. 1998. V. 46. № 9. P. 3099–3108.
11. Pickering F.B. Physical Metallurgy and the design of steels. London: Applied science publisher Ltd, 1978. 275 p.
12. Lee T.-H., Shin E., Oh C.-S., Ha H.-Y., Kim S.-J. Correlation between stacking fault energy and deformation microstructure in high-interstitial-alloyed austenitic steels // Acta Mater. 2010. V. 58. P. 3173–3186.
13. Rasouli D., Kermanpur A., Ghassemali E., Najafzadeh A. On the reversion and recrystallization of austenite in the interstitially alloyed Ni-free nano/ultrafine austenitic stainless steels // Met. Mater. Int. 2019. V. 25. P. 846–859.
14. Gavriljuk V.G., Sozinov A.L., Focht J., Petrov Yu., Polushkin A. Effect of nitrogen on the temperature dependence of the yield strength of austenitic steels // Acta Metall. 1998. V. 46. № 4. P. 1157–1164.
15. Gavriljuk V.G., Petrov Yu., Shanina B. Effect of nitrogen on the electron structure and stacking fault energy in austenitic steels // Scripta Mater. 2006. V. 55. P. 537–540.
16. Mecking H., Kocks U.F. Kinetics of flow and strain-hardening // Acta Metall. 1981. V. 29. P. 1865–1875.
17. Kocks U.F., Mecking H. Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case // Prog. Mater. Sci. 2003. V. 48. P. 171–273.
18. Asgary S., El-Danaf E., Kalididndi S., Doherty R. Strain hardening regimes and microstructural evolution during large strain compression of low stacking fault energy fcc alloys that form deformation twins // Metall. Mater. Trans. A. 1997. V. 28A. P. 1781–1795.
19. Наркевич Н.А., Шулепов И.А., Миронов Ю.П. Структура, механические и триботехнические свойства аустенитной азотистой стали после фрикционной обработки // ФММ. 2017. Т. 118. № 4. С. 421–428.
20. Панин В.Е., Сурикова Н.С., Панин С.В., Шугуров А.Р., Власов И.В. Влияние наномасштабных мезоскопических структурных состояний, связанных с кривизной решеткой на механическое поведение Fe–Cr–Mn аустенитной стали // Физ. мезомех. 2019. Т. 22. № 3. С. 5–14.
21. Narkevich N., Surikova N., Mironov Y., Deryugin Ye. Low-temperature properties and structure of stainless Cr–Mn–N steel // AIP Conf. Proc. 2018. V. 2051. P. 020210.  
<https://doi.org/10.1063/1.5083453>