



Оригинальная статья

УДК 621.01

DOI 10.17073/0368-0797-2022-12-879-886

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2453>



ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ Cr – Mn – C – N СТАЛИ В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ

Е. Е. Дерюгин, Н. А. Наркевич, Ю. Ф. Гоморова

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/4)

Аннотация. Исследовано влияние граничных условий и скорости нагружения на деформационное поведение и разрушение стали на основе Cr – Mn – C – N аустенита в литом состоянии без дополнительной термической обработки. Закономерности деформации и разрушения стали проанализированы на основе данных испытаний на трехточечный изгиб образцов квадратного сечения с надрезом и без надреза, положенных ребром на опоры. Такое нетрадиционное расположение образца на опорах позволило обнаружить помимо начальной стадии упругой деформации стали еще две стадии развития деформации под действием внешней приложенной силы: стадию нелинейной деформации и стадию прерывистой деформации, предшествующей моменту разрушения образца. Показано, что с увеличением скорости нагружения сопротивление разрушению и протяженность стадии нелинейной деформации образца с надрезом увеличивается, а протяженность стадии прерывистой деформации уменьшается. Образец без надреза имеет продолжительную стадию нелинейной деформации и проявляет максимальную прочность при отсутствии стадии прерывистого течения. Завершение стадии нелинейной деформации соответствует моменту разрушения образца. Характерным свойством литой стали при заданных условиях нагружения является то, что разрушение образца совершается хрупко, несмотря на продолжительную стадию нелинейной деформации. Структурные металлографические и дифрактометрические исследования показали, что во всех испытаниях разрушение стали происходит хрупко без следов пластической деформации. Стадия нелинейной деформации стали определяется не дислокационной пластической деформацией, а механизмом $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в аустенитных прослойках между нитридными и карбидными частицами под действием внешней приложенной силы. Стадия прерывистой деформации стали связана с процессом стабильного распространения трещины по поперечному сечению образца.

Ключевые слова: литая Cr – Mn – C – N сталь, дендритная структура, прерывистый распад, нитриды, испытания на изгиб, разрушение

Финансирование: Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ Сибирского отделения РАН (тема FWRW-2021-0009), а также при поддержке Российского научного фонда, грант № 22-29-00438.

Для цитирования: Дерюгин Е.Е., Наркевич Н.А., Гоморова Ю.Ф. Деформация и разрушение Cr – Mn – C – N стали в литом состоянии // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 12. С. 879–886. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-879-886>

Original article

STRAIN AND FRACTURE OF Cr – Mn – C – N STEEL IN CAST STATE

Е. Е. Deryugin, N. A. Narkevich, Yu. F. Gomorova

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

Abstract. The paper studies the influence of boundary conditions and the loading rate on the strain behavior and fracture of Cr–Mn–C–N austenitic steel in the cast state without additional heat treatment. Regularities of steel strain and fracture were analyzed on the basis of three-point bending test data of square-section samples with and without a notch, placed with a rib on supports. In addition to the initial stage of the steel elastic strain, this unconventional arrangement of the sample on supports enabled the detection of two more stages of strain development under the effect of an external applied force: the stage of nonlinear strain and the stage of discontinuous strain preceding the moment of sample failure. As the loading rate increases, it was demonstrated that the fracture resistance and the extent of the nonlinear strain stage of the sample with a notch decreases, and the extent of the discontinuous strain stage increases. The sample without a notch has a prolonged nonlinear strain stage and exhibits maximum strength in the absence of the discontinuous stage. The end of the nonlinear strain stage corresponds to the moment of sample failure. A characteristic property of cast steel under the given loading conditions is that the fracture of the sample is brittle, despite the prolonged stage of non-linear strain. Structural metallographic and diffractometric studies have shown that in all tests the steel fracture is brittle without traces of plastic yield. The nonlinear strain stage of steel is determined not by dislocation plastic yield, but by the mechanism of $\gamma \rightarrow \alpha'$ transformation in austenitic interlayers between nitride and carbide particles under the effect of an external applied force. The discontinuous strain stage of steel is associated with the process of stable crack propagation across the sample.

Keywords: cast Cr – Mn – C – N steel, dendritic structure, discontinuous decay, nitrides, bending test, fracture

Funding: The work was performed within the framework of the state task of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, project FWRW-2021-0009 and supported by the Russian Science Foundation, grant RSF 22-29-00438.

For citation: Deryugin E.E., Narkevich N.A., Gomorova Yu.F. Strain and fracture of Cr–Mn–C–N steel in cast state. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 12, pp. 879–886. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-879-886>

ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные хромомарганцевые стали с высоким содержанием элементов внедрения (C + N) обладают высокими деформационным упрочнением [1–3], коррозионной стойкостью [4, 5], выносливостью при знакопеременных нагрузках [3, 6]. Присутствие в их составе углерода не только упрощает плавку (так как исключает необходимость продувки кислородом для окисления углерода или применения высокочистых безуглеродистых компонентов шихты), но и способствует повышению прочностных свойств. В работах [7, 8] отмечено, что азот не только увеличивает прочность, но, как и марганец, повышает жидкотекучесть сталей, делая их более технологичными, чем литейные хромоникелевые стали.

В настоящее время проводятся исследования, направленные на разработку способа формирования износостойких покрытий из рассматриваемых сталей [9–11], а также композиционных покрытий, в которых Cr–Mn–C–N аустенит используется в качестве матрицы [12, 13].

В работах [5, 7, 8] показано, что высокими прочностными свойствами, пластичностью и хладостойкостью обладают Cr–Mn–C–N стали в том случае, когда азот и углерод растворены в аустените, что обеспечивается закалкой от 1150–1200 °C в воде и/или деформационным упрочнением при холодной деформации, в том числе при фрикционных нагрузках. Для систем производства, хранения и транспортирования нефти и природного газа необходимы высокопрочные коррозионностойкие стали, из которых детали сложной формы можно изготовить только литьем [8]. В качестве альтернативы дорогостоящим хромоникелевым сталям могут применяться Cr–Mn–C–N стали. Однако при медленном охлаждении из жидкого состояния или при изотермической выдержке в интервале температур от 400 до 950 °C аустенит в них распадается с образованием частиц Me_2N и $Me_{23}C_6$ (где Me – металл) [5, 9]. Несмотря на то, что частицы Cr_2N имеют ГПУ (гексагональную плотноупакованную) решетку и обладают высокой твердостью (по разным данным от 15,7 [14] до 29,5 ГПа [15]), старение не оказывает положительного влияния на прочностные свойства сталей, снижает их пластичность [16]. Композитная структура¹, образу-

ющаяся из переплетенных прочных дендритных осей и пластичных межосных участков, обеспечивает высокую ударную вязкость литейной стали Cr8Mn28N.

Деформационное поведение и особенности разрушения Cr–Mn–C–N стали в литом состоянии, содержащей нитриды, карбонитриды и карбиды хрома, а также ее трещиностойкость, не изучены.

Целью настоящей работы является исследование влияния граничных условий и скорости нагружения на деформационное поведение и разрушение стали на основе Cr–Mn–C–N аустенита в литом состоянии без дополнительной термической обработки.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Сталь выплавляли в равновесных условиях в индукционной печи емкостью 50 кг с хромомagneзитовой футеровкой. В качестве шихты использовали металлический лом, среднеуглеродистый феррохром, ферромарганец и азотированный феррохром. Сталь из печи разливали сначала в ковш, а затем в пять земляных форм. У полученных слитков удаляли прибыльную часть с усадочной раковинной. Полученные слитки исследованной Cr–Mn–C–N стали не содержали газовых раковин. Химический состав стали следующий, % (по массе): 24,40 Cr; 16,40 Mn; 1,10 Si; 0,18 Ni; 0,57 C; 0,70 N; 0,017 S; остальное – Fe.

Структуру исследовали на оптическом микроскопе Axiovert 25 (Zeiss, Germany) после травления в растворе C_2H_5OH , HCl и HNO_3 в соотношении объемных частей 3:2:1. Фазовый анализ проводили методом рентгеновской дифрактометрии на приборе XRD-7000 (Shimadzu, Japan) в $Co-K_\alpha$ излучении. Структуру поверхности разрушения исследовали на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Tescan MIRA 3 LMU.

Деформационное поведение стали анализировалось при трехточечном изгибе образцов при комнатной температуре на испытательной машине Instron 5582 (Instron, US) со скоростями вертикального перемещения траверсы 0,30 и 0,01 мм/мин по схемам расположения образцов на опорах, показанным на рис. 1. Испытанию подвергали не менее трех образцов каждого материала.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Рассматриваемая сталь имеет высокое содержание аустенитообразующих элементов, что после закалки от 1100 °C обеспечивает ее положение на диаграмме Шеффлера [17] в аустенитной области (рис. 2, точка I). После заливки в песчаные формы сталь имеет денд-

¹ Горобченко С.Л., Кривцов Ю.С., Андреев А.К., Солнцев Ю.П. Конкурентоспособность арматурного литья за пределами ударной вязкости или применение нового комплексного метода для подтверждения надежности аустенитных сталей для криогенной арматуры. Трубопроводная арматура и оборудование. 2013. Электронный ресурс: <http://www.valverus.info/popular/3219-konkurentosposobnost-armaturnogo-litya.html> (дата обращения: 04.08.2022).

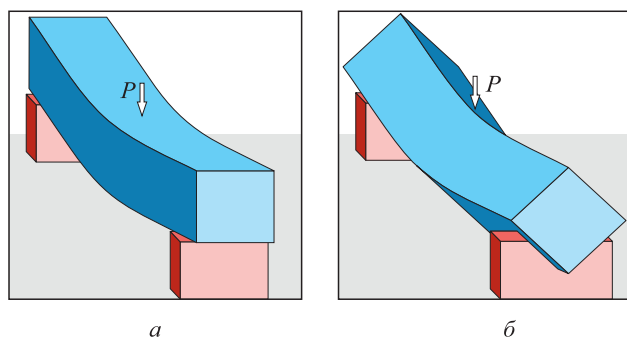


Рис. 1. Расположение образцов при испытаниях на трехточечный изгиб с опорой на грань (а) и на ребро (б) образца

Fig. 1. Arrangement of the samples under three-point bending tests with support on the side of the sample (a) and on the edge of the sample (b)

ритную структуру (рис. 3, а), в которой при большом увеличении наблюдаются пластинчатые нитриды Cr_2N . Это соответствует равновесной фазовой диаграмме для стали близкого состава, построенной на основании термодинамических расчетов [5].

Хорошо дифференцируются крупные (около 5 мкм) отдельные частицы карбидов хрома, присутствующие на диаграмме [5], вокруг которых в зонах, обедненных хромом, прерывистый распад аустенита не наблюдается. Обеднение аустенита хромом, азотом и углеродом уменьшает Ni_{eq} и Cr_{eq} ($\text{Ni}_{eq} = \text{Ni} + 25\text{N} + 0,5\text{Mn} + 0,3\text{Cu} + 30\text{C}$; $\text{Cr}_{eq} = \text{Cr} + 2\text{Si} + 1,5\text{Mo} + 5\text{V} + 1,75\text{Nb} + 1,5\text{Ti}$) и изменяет положение стали на диаграмме без изменения фазы (рис. 2, точка 2).

На дифрактограмме (рис. 3, б) показаны отражения от плоскостей аустенита. Рефлексы от частиц на дифрактограмме не определяются из-за большой «шумности» фона, обусловленной дендритной структурой.

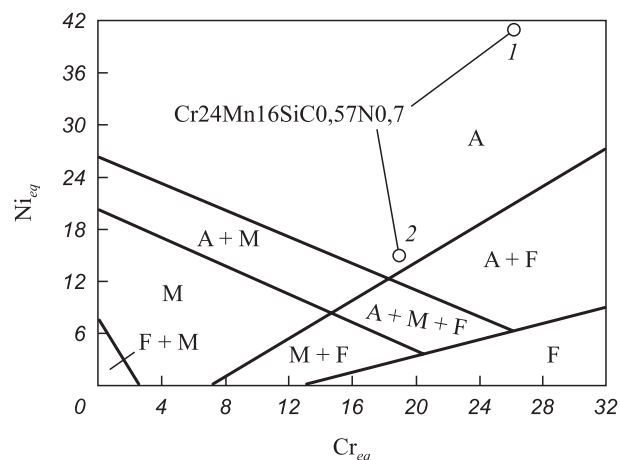
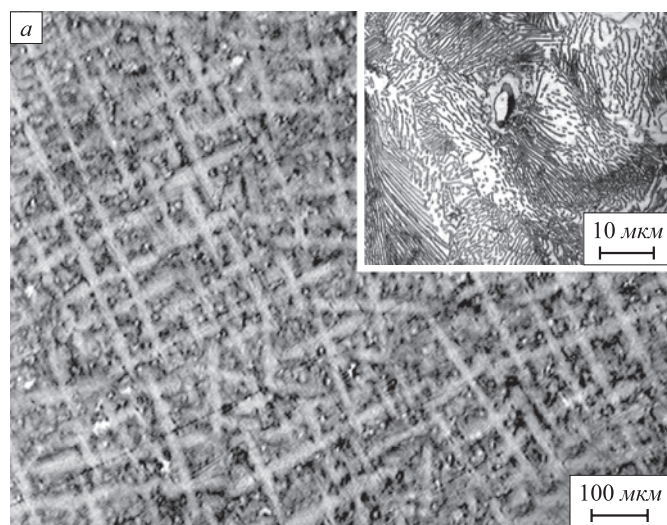


Рис. 2. Положение рассматриваемой стали на диаграмме Шеффлера:
1 – после закалки от 1100 °С; 2 – в литом (состаренном) состоянии при обеднении аустенита хромом, углеродом и азотом

Fig. 2. Position of the steel under study in the Schaeffler diagram:
1 – after quenching from 1100 °C; 2 – in a cast (aged) state when austenite is depleted in chromium, carbon and nitrogen

Образцы сечением 5×5 мм с неглубоким надрезом (глубина 0,5 мм, ширина 0,3 мм) нагружали методом трехточечного изгиба. В опытах на трехточечный изгиб балку кладут гранью на две опоры и прикладывают силу в центре балки (рис. 1, а) [18, 19]. В настоящей работе балку располагали не гранью, а ребром на опоры (рис. 1, б). Предполагали, что такое расположение будет способствовать продлению стадии пластической деформации и стабильного распространения трещины.

На рис. 4 представлены типичные диаграммы сила P – прогиб λ образцов сечением 5×5 мм длиной 50 мм, когда расстояние между опорами L составляет 47 мм.

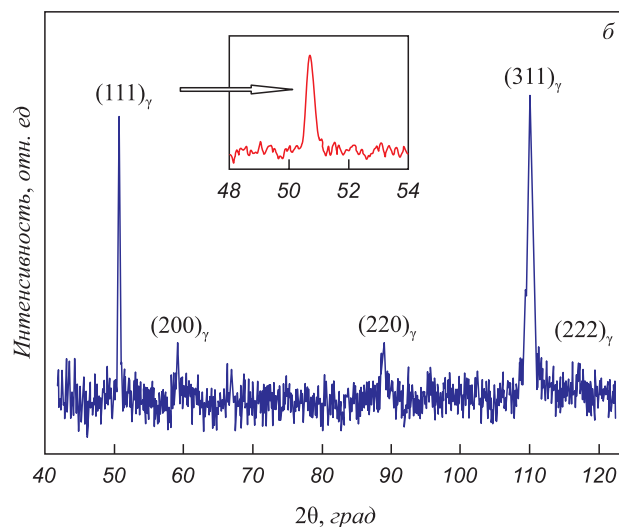


Рис. 3. Структура литой Cr – Mn – C – N стали:
а – металлографическое изображение; б – дифрактограмма

Fig. 3. Structure of cast Cr – Mn – C – N steel:
а – metallographic pattern; б – X-ray diffraction pattern

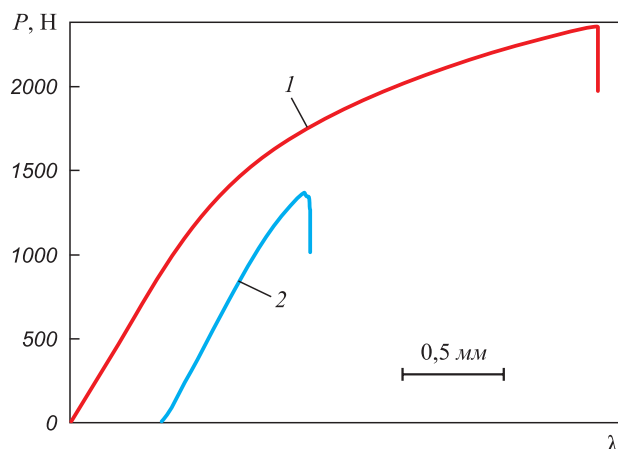


Рис. 4. Диаграммы нагружения образцов Cr – Mn – C – N стали при испытаниях на трехточечный изгиб со скоростью 0,01 мм/мин: 1 – без надреза; 2 – с надрезом

Fig. 4. Loading diagrams for Cr – Mn – C – N steel samples under three-point bending tests at a rate of $v = 0.01$ mm/min: 1 – with a notch; 2 – without a notch

Кривая 1 относится к испытанию образца без надреза с медленной скоростью нагружения $v = 0,01$ мм/мин. Разрушение стали происходит при высокой внешней приложенной силе (на уровне $P = 2355 \pm 15$ Н). На диаграмме 1 наблюдаются две стадии (стадии I и II упругой и нелинейной деформаций). Стадия нелинейной деформации составляет не менее 60 % от общей деформации образца. Начало стадии нелинейной деформации фиксируется при внешней приложенной нагрузке $P_1 = 900 \pm 6$ Н. Завершение стадии нелинейной деформации соответствует моменту разрушения образца. Таким образом, характерным свойством стали при заданных условиях нагружения является то, что разрушение образца совершается хрупко, несмотря на продолжительную стадию нелинейной деформации.

Примером деформации образца с нанесенным в центре ребра надрезом является кривая 2. Надрез существенно уменьшает прочность образца и сокращает стадию нелинейной деформации, которая в рассматриваемом случае не превышает 11 % от общей деформации образца. Отклонение от стадии упругой деформации фиксируется при более низком значении силы ($P_1 = 813$ Н). Кроме того, с момента достижения максимальной нагрузки $P_{\max} = 1360$ Н разрушения образца не происходит и наблюдается стадия III, на которой прерывистым образом происходит релаксация внешней приложенной силы до 1220 Н. Нерегулярный характер релаксации внешней нагрузки указывает на процесс скачкообразного распространения магистральной трещины поперек образца. На рис. 5 представлен момент развития магистральной трещины от надреза, зарегистрированной на стадии III деформации образца.

Влияние скорости нагружения на деформацию образцов с надрезом представлено на рис. 6. Кривая 1 соответствует скорости $v = 0,3$ мм/мин, а кривая 2 –

скорости $v = 0,01$ мм/мин. Сравнение показывает, что качественный вид диаграмм при этом не изменяется. И в том, и в другом случае наблюдаются три стадии деформации (упругая, нелинейная и прерывистая деформации). Однако с увеличением скорости нагружения существенно увеличивается прочность материала.

При маленькой ($v = 0,01$ мм/мин) скорости деформации образца максимальная нагрузка равна 1360 Н, в то время как при $v = 0,3$ мм/мин она достигает уровня 1567 Н. Переход к стадии нелинейной деформации практически не зависит от скорости нагружения образца и фиксируется на уровне $P_1 = 800 \pm 10$ Н.

Уменьшение скорости нагружения сопровождается увеличением стадии прерывистой деформации, связанной с релаксацией внешней приложенной силы. В случае медленной ($v = 0,3$ мм/мин) скорости нагружения (рис. 6, кривая 2) наблюдается даже снижение силы на величину $\Delta P = 138$ Н.

Кривая 3 на рис. 6 соответствует деформации со скоростью $v = 0,01$ мм/мин образца с шевронным надрезом, положенного на опоры не ребром, а гранью. Образец имеет самые низкие механические показатели ($P_{\max} = 891$ Н; $P_1 = 670$ Н; $\Delta P = 15$ Н; нелинейная деформация менее 1 %).

Анализ поверхностей излома стали Cr – Mn – C – N показал, что характер разрушения всех образцов хрупкий с морфологическими особенностями в виде слоистости (рис. 7, а), обусловленной структурой стали с плас-

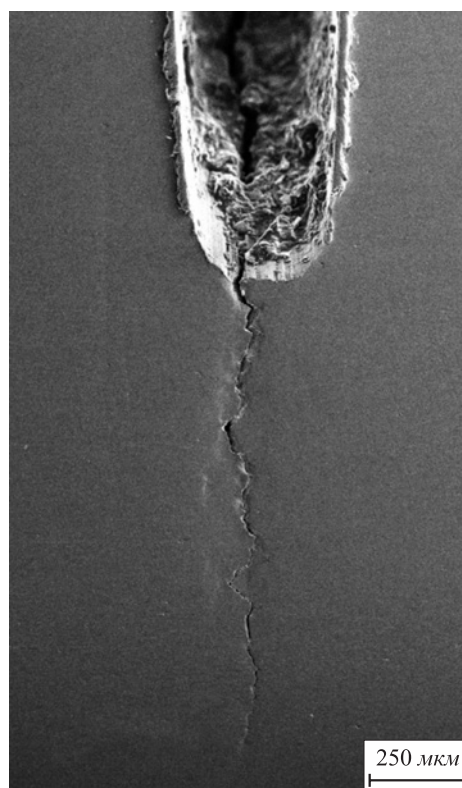


Рис. 5. Распространение трещины от надреза

Fig. 5. Propagation of a crack from a notch

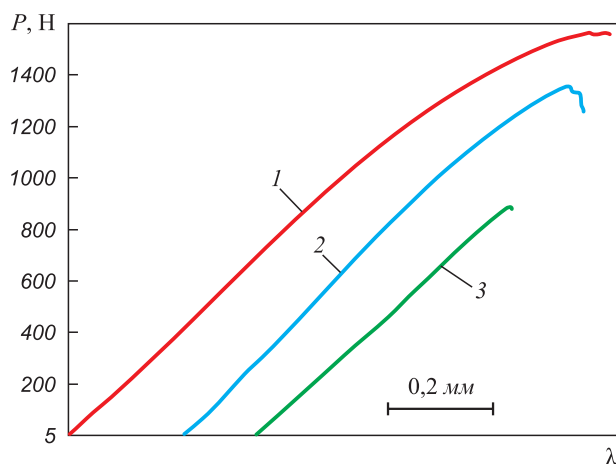


Рис. 6. Диаграммы нагружения образцов Cr – Mn – C – N стали с надрезом при испытаниях на трехточечный изгиб со скоростью деформации 0,3 мм/мин (1), 0,01 мм/мин (2) и образца с шевронным надрезом со скоростью 0,3 мм/мин (3)

Fig. 6. Loading diagrams of Cr – Mn – C – N steel samples with a notch under three-point bending tests at a strain rate of 0.3 mm/min (1), 0.01 mm/min (2) and sample with a chevron notch at a rate of 0.3 mm/min (3)

тинчатыми дисперсными частицами Cr_2N (рис. 3, а). Нитриды Cr_2N в процессе нагружения разрушаются, провоцируя разрушение образца в целом. В связи с этим наблюдается качественное сходство металлографического изображения структуры (рис. 3, а) и поверхности разрушения рассматриваемой стали (рис. 7, а). Это не исключает то, что незначительная доля нелинейной деформации образца обусловлена пластической деформацией аустенита. На дифрактограмме, полученной с поверхности излома, помимо отражений от плоскостей аустенита присутствует отражение от плоскости (110) α' -мартенсита с ОЦК решеткой (рис. 7, б).

Изменение фазового состава в процессе испытаний на трехточечный изгиб можно оценить по температуре

$Md30$ [20], при которой после деформирования на 30 % структура состоит из 50 % γ -фазы и 50 % α' -мартенсита. Поскольку только часть содержания (C + N) при охлаждении отливки остается в твердом растворе, а остальная часть находится в связанном виде в нитридах и карбидах хрома (рис. 2, точка 2), то расчетная температура $Md30$ стали в закаленном состоянии и аустенита в состаренном состоянии повышается до -18°C . Деформация стали при комнатной температуре инициирует начало $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в аустенитных прослойках между нитридными и карбидными частицами (рис. 7, б). О деформационном процессе свидетельствует также увеличение полуширин дифракционных максимумов на дифрактограмме, полученной от излома стали, в сравнении с дифрактограммой, полученной от исходной литой структуры стали (рис. 3, б, рис. 5, б). Следовательно, основная доля нелинейной деформации стали обеспечена не пластической деформацией аустенита, а $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращением под действием внешней приложенной силы.

Для стимулирования TRIP-эффекта требуется достаточно высокое локальное напряжение σ_{TRIP} , которое по определению должно быть меньше напряжения начала локального разрушения материала. Нелинейная деформация от TRIP-эффекта зависит от эффективности концентратора напряжения. В образце с шевронным надрезом, положенном на опоры гранью, под действием внешней силы возникает высокая концентрация напряжений в малой окрестности шеврона. Поэтому вклад $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в неупругую деформацию к моменту разрушения образца будет минимальным (рис. 6, кривая 3).

В противоположность этому, при нагружении образца без надреза, положенного ребром на опоры, наблюдается широкая область повышенных напряжений. Достижение значения σ_{TRIP} в широкой области возможно только при достаточно высоком внешнем приложен-

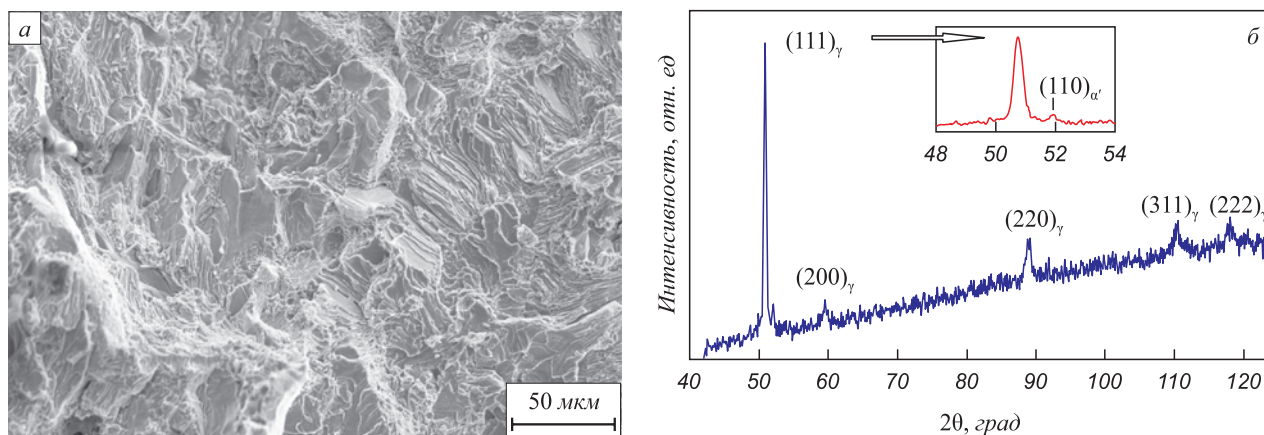


Рис. 7. Структура поверхности разрушения литой Cr – Mn – C – N стали:
 а – РЭМ изображение; б – дифрактограмма

Fig. 7. Structure of the fracture surface of cast Cr – Mn – C – N steel:
 а – SEM pattern; б – X-ray diffraction pattern

ном напряжении. В процессе нагружения до начала разрушения $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращением будет охвачен достаточно большой объем материала. Начало разрушения будет соответствовать максимуму внешней приложенной силы $P_{\max}$ и вклад $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в неупругую деформацию образца тоже будет максимальным.

Процесс $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения всегда сопровождается релаксацией напряжения. В связи с этим при медленном нагружении фазовым превращением будет охвачен более значительный объем образца, чем при быстром нагружении. Этим объясняется количественное и качественное отличия диаграмм нагружения 1 и 2 (рис. 6).

Разрушение материала на заключительной стадии нагружения определяется скоростью высвобождения упругой энергии при распространении трещины. Чем больше накоплено упругой энергии в объеме образца, тем меньше вероятность устойчивого распространения трещины на стадии предразрушения. Следовательно, чем выше максимум приложенной силы $P_{\max}$ к концу стадии нелинейной деформации, тем больше будет длина трещины в сечении образца, а значит, тем продолжительнее будет развиваться стадия III деформации. Значение $P_{\max} = 2355$ Н при испытании образца без концентратора со скоростью нагружения 0,01 мм/мин оказывается настолько высоким, что разрушение образца происходит спонтанно (рис. 4, диаграмма 1).

Выводы

В работе исследованы закономерности деформации и разрушения аустенитной Cr–Mn–C–N стали

в литом состоянии на основе данных испытаний на трехточечный изгиб образцов квадратного сечения, положенных ребром на опоры. Подобное расположение образца на опоры позволило выявить новые закономерности, которые невозможно обнаружить при стандартных условиях испытания, когда образец кладется на опоры гранью.

Исследование позволило явно обнаружить три стадии деформации стали под действием внешней приложенной силы (стадию I упругой деформации, стадию II нелинейной деформации и стадию III прерывистой деформации, предшествующей моменту разрушения образца).

Показано, что с увеличением скорости нагружения сопротивление разрушению и протяженность стадии нелинейной деформации образца с надрезом увеличиваются, а протяженность стадии прерывистой деформации уменьшается.

Образец без надреза проявляет максимальную прочность при отсутствии стадии прерывистой деформации.

На основе проведенных исследований показано, что прерывистый характер диаграммы нагружения связан с процессом устойчивого распространения трещины по сечению образца. Во всех случаях разрушение стали происходит хрупко без следов пластической деформации. Анализ полученных результатов позволяет сделать вывод, что стадия нелинейной деформации стали определяется не дислокационной пластической деформацией, а механизмом $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в аустенитных прослойках между нитридными и карбидными частицами под действием внешней приложенной силы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Berns H., Gavriljuk V., Riedner S., Tyshchenko A. High strength stainless austenitic CrMnCN steels. Part I: Alloy design and properties // *Steel Research International*. 2007. Vol. 78. No. 9. P. 714–719. <https://doi.org/10.1002/srin.200706274>
2. Gavriljuk V., Razumov O., Petrov Y., Surzhenko I., Berns H. High strength stainless austenitic CrMnCN steels. Part II: Structural changes by repeated impacts // *Steel Research International*. 2007. Vol. 78. No. 9. P. 720–723. <https://doi.org/10.1002/srin.200706275>
3. Schymura M., Fischer A. Fatigue of austenitic high interstitial steels – The Role of N and C // *Advanced Materials Research*. 2014. Vol. 891–892. P. 403–409. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.891-892.403>
4. Berezovskaya V., Merkushkin E.A. Structure and phase transformations in high nitrogen and high interstitial steels of different alloying systems – Short Review // *Defect and Diffusion Forum*. 2021. Vol. 410. P. 167–172. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.410.167>
5. Niederhofer P., Siebert S., Huth S., Theisen W., Berns H. High interstitial FeCrMnCN austenitic stainless steels for use in tribocorrosive environments. In: *Proceedings of the 12th Int. Conf. on High Nitrogen Steels (HNS)*. Hamburg, 2014. P. 50–57.
6. Schymura M., Stegemann R. Crack propagation behavior of solution annealed austenitic high interstitial steels // *International Journal of Fatigue*. 2015. Vol. 79. No. 10. P. 25–35. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.04.014>
7. Солнцев Ю.Р. Хладостойкие стали и сплавы. Санкт-Петербург: Химиздат. 2005. 476 с.

1. Berns H., Gavriljuk V., Riedner S., Tyshchenko A. High strength stainless austenitic CrMnCN steels. Part I: Alloy design and properties. *Steel Research International*. 2007, vol. 78, no. 9, pp. 714–719. <https://doi.org/10.1002/srin.200706274>
2. Gavriljuk V., Razumov O., Petrov Y., Surzhenko I., Berns H. High strength stainless austenitic CrMnCN steels. Part II: Structural changes by repeated impacts. *Steel Research International*. 2007, vol. 78, no. 9, pp. 720–723. <https://doi.org/10.1002/srin.200706275>
3. Schymura M., Fischer A. Fatigue of austenitic high interstitial steels – The role of N and C. *Advanced Materials Research*. 2014, vol. 891–892, pp. 403–409. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.891-892.403>
4. Berezovskaya V., Merkushkin E.A. Structure and phase transformations in high nitrogen and high interstitial steels of different alloying systems – Short Review. *Defect and Diffusion Forum*. 2021, vol. 410, pp. 167–172. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.410.167>
5. Niederhofer P., Siebert S., Huth S., Theisen W., Berns H. High interstitial FeCrMnCN austenitic stainless steels for use in tribocorrosive environments. In: *Proceedings of the 12th Int. Conf. on High Nitrogen Steels (HNS)*, Hamburg, 2014, pp. 50–57.
6. Schymura M., Stegemann R. Crack propagation behavior of solution annealed austenitic high interstitial steels. *International Journal of Fatigue*. 2015, vol. 79, no. 10, pp. 25–35. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.04.014>
7. Solntsev Yu.R. *Cold-Resistant Steels and Alloys*. St. Petersburg: Khimizdat, 2005, 476 p. (In Russ.).

8. Костина М.В., Поломошнов П.Ю., Блинов В.М., Мурадян С.О., Костина В.С. Хладостойкость новой литейной Cr – Mn – Ni – Mo – N стали с 0,5 % N. Часть 1 // Известия вузов. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 11. С. 894–906.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-11-894-906>
9. Панин В.Е., Наркевич Н.А., Дураков В.Г., Шулепов И.А. Управление структурой и износостойкостью электроннолучевого покрытия из углеродоазотистой аустенитной стали // Физическая мезомеханика. 2020. Т. 23. № 2. С. 15–23.
<https://doi.org/10.24411/1683-805X-2020-12002>
10. Тагильцева Д.Н., Наркевич Н.А., Шулепов И.А., Моисеенко Д.Д. Релаксационная способность и трещиностойкость азотистого покрытия, полученного электронно-лучевой наплавкой порошка стали 60Х24АГ16 при высоконагруженном изнашивании твердым абразивом // Трение и износ. 2014. Т. 35. № 2. С. 142–150.
11. Наркевич Н.А., Тагильцева Д.Н., Дураков В.Г., Шулепов И.А., Иванова Е.А. Структура и износостойкость электронно-лучевых азотистых покрытий // Трение и износ. 2012. Т. 33. № 5. С. 512–520.
12. Иванова Е.А., Наркевич Н.А. Структура и износостойкость азотистых дисперсноупрочненных азотитованным феррованадием покрытий, полученных электронно-лучевой наплавкой // Известия вузов. Черная металлургия. 2008. Т. 51. № 10. С. 41–44.
13. Наркевич Н.А., Тагильцева Д.Н., Дураков В.Г., Шулепов А.И., Смирнов А.И. Структура, трибологические и механические свойства азотистых электронно-лучевых покрытий, дисперсноупрочненных частицами V(C, N) // Физика металлов и металловедение. 2013. Т. 114. № 6. С. 583–592.
<https://doi.org/10.7868/S0015323013060107>
14. Tu J.-N., Duh J.-G., Tsai S.-Yu. Morphology, mechanical properties, and oxidation behavior of reactively sputtered Cr–N films // Surface and Coatings Technology. 2000. Vol. 133–134. No. 2–3. P. 181–185.
[https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(00\)00961-0](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(00)00961-0)
15. Pakala M., Lin R.Y. Reactive sputter deposition of chromium nitride coatings // Surface and Coatings Technology. 1996. Vol. 81. No. 2–3. P. 233–239. [https://doi.org/10.1016/0257-8972\(95\)02488-3](https://doi.org/10.1016/0257-8972(95)02488-3)
16. Simmons J.W. Overview: High-nitrogen alloying of stainless steels // Materials Science and Engineering: A. 1996. Vol. 207. No. 2. P. 159–169. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(95\)09991-3](https://doi.org/10.1016/0921-5093(95)09991-3)
17. Colombier L., Hochmann J. Stainless and Heat Resisting Steels. Hodder Arnold H&S, 1976. 560 p.
18. Паймушин В.Н., Тарлаковский Д.В., Холмогоров С.А. О неклассической форме потери устойчивости и разрушении композитных тест-образцов в условиях трехточечного изгиба // Ученые записки. Казан. ун-та. Сер. Физ.-матем. науки. 2016. Т. 158. № 3. С. 350–375.
19. ГОСТ Р 56805-2015 (ИСО 14125:1998). Композиты полимерные. Методы определения механических характеристик при изгибе. Москва: Стандартинформ. 2016.
20. Pickering F.B. Physical Metallurgy and the Design of Steels. London: Applied Science Publisher Ltd., 1978. 275 p.
8. Kostina M.V., Polomoshnov P.Yu., Blinov V.M., Muradyan S.O., Kostina V.S. Cold resistance of new casting Cr – Mn – Ni – Mo – N steel with 0.5 % of N. Part 1. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 11, pp. 894–906. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-11-894-906>
9. Panin V.E., Narkevich N.A., Durakov V.G., Shulepov I.A. Control of the structure and wear resistance of a carbon-nitrogen austenitic steel coating produced by electron beam cladding. *Physical Meso-mechanics*. 2021, vol. 24, no. 1, pp. 53–60.
<https://doi.org/10.1134/S1029959921010082>
10. Tagil'tseva D.N., Narkevich N.A., Shulepov I.A., Moiseenko D.D. Relaxation capacity and cracking resistance of nitrous coating produced by electron-beam facing of 0.6C-24Cr-0.7N-16Mn steel powder during wear by hard abrasive under heavy loads. *Journal of Friction and Wear*. 2014, vol. 35, no. 2, pp. 104–110.
<https://doi.org/10.3103/S1068366614020159>
11. Narkevich N.A., Tagil'tseva D.N., Durakov V.G., Shulepov I.A., Ivanova E.A. Structure and wear resistance of electron-beam nitrous coatings. *Journal of Friction and Wear*. 2012, vol. 33, no. 5, pp. 374–380. <https://doi.org/10.3103/S106836661205008X>
12. Ivanova E.A., Narkevich N.A. Structure and wear resistance of nitrogenous dispersed coatings reinforced with nitrated ferrovandium obtained by electron-beam surfacing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2008, vol. 51, no. 10, pp. 41–44. (In Russ.).
13. Narkevich N.A., Tagil'tseva D.N., Durakov V.G., Shulepov A.I., Smirnov A.I. Structure and tribological and mechanical properties of nitrogen electron-beam coatings dispersion-hardened by V(C, N) particles. *Physics of Metals and Metallography*. 2013, vol. 114, no. 6, pp. 535–544. <https://doi.org/10.1134/S0031918X13060100>
14. Tu J.-N., Duh J.-G., Tsai S.-Yu. Morphology, mechanical properties, and oxidation behavior of reactively sputtered Cr–N films. *Surface and Coatings Technology*. 2000, vol. 133–134, no. 2–3, pp. 181–185.
[https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(00\)00961-0](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(00)00961-0)
15. Pakala M., Lin R.Y. Reactive sputter deposition of chromium nitride coatings. *Surface and Coatings Technology*. 1996, vol. 81, no. 2–3, pp. 233–239. [https://doi.org/10.1016/0257-8972\(95\)02488-3](https://doi.org/10.1016/0257-8972(95)02488-3)
16. Simmons J.W. Overview: High-nitrogen alloying of stainless steels. *Materials Science and Engineering: A*. 1996, vol. 207, no. 2, pp. 159–169. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(95\)09991-3](https://doi.org/10.1016/0921-5093(95)09991-3)
17. Colombier L., Hochmann J. *Stainless and Heat Resisting Steels*. Hodder Arnold H&S, 1976, 560 p.
18. Paimushin V.N., Tarlakovskii D.V., Kholmogorov S.A. On non-classical form of stability loss and destruction of composite test samples under three-point bending. *Uchenye zapiski. Kazan. un-ta. Ser. Fiz.-matem. nauki*. 2016, vol. 158, no. 3, pp. 350–375. (In Russ.).
19. GOST R 56805 – 2015 (ISO 14125:1998). *Polymer composites. Methods for determining mechanical characteristics during bending*. Moscow: Standartinform, 2016. (In Russ.).
20. Pickering F.B. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. London: Applied Science Publisher Ltd., 1978, 275 p.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Евгений Евгеньевич Дерюгин, д.ф.-м.н., профессор, ведущий научный сотрудник, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН
ORCID: 0000-0003-2195-4906
E-mail: dee@ispms.tsc.ru

Наталья Аркадьевна Наркевич, к.т.н., доцент, старший научный сотрудник, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН
ORCID: 0000-0001-5179-1955
E-mail: natnark@list.ru

Evgenii E. Deryugin, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Leading Researcher, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0003-2195-4906
E-mail: dee@ispms.tsc.ru

Natal'ya A. Narkevich, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Senior Researcher, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0001-5179-1955
E-mail: natnark@list.ru

Юлия Федоровна Гоморова, к.т.н., научный сотрудник, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-0880-2898

E-mail: gomjf@ispms.ru

Yulia F. Gomorova, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-0880-2898

E-mail: gomjf@ispms.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

Е. Е. Дерюгин – создание идеи статьи, обоснование актуальности темы, проработка содержания основных разделов, испытания на трехточечный изгиб, окончательная правка, подготовка заключения.

Н. А. Наркевич – исследование структуры, рентгеноструктурный анализ, подбор библиографических ссылок.

Ю. Ф. Гоморова – подготовка образцов к испытаниям, электронно-микроскопические исследования поверхности разрушения Cr – Mn – C – N стали.

E. E. Deryugin – formation of the main idea, substantiation of the topic relevance, elaboration of the content of main sections, conducting the three-point bending test, final editing, preparation of the conclusions.

N. A. Narkevich – structure research, X-ray diffraction analysis, selection of the references.

Yu. F. Gomorova – preparation of samples for testing, electron microscopic analysis of the destruction surface of Cr – Mn – C – N steel.

Поступила в редакцию 04.08.2022

После доработки 22.08.2022

Принята к публикации 05.09.2022

Received 04.08.2022

Revised 22.08.2022

Accepted 05.09.2022