

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2023-89-9-64-72>

ОЦЕНКА ОХРУПЧИВАНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДОМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ

© Александр Евгеньевич Зорин^{1*}, Артем Сергеевич Романцов²

¹ Научно-исследовательский институт трубопроводного транспорта (НИИ Транснефть), Россия, 117186, Москва, Севастопольский пр., д. 47а; *e-mail: ZorinAE@niitnn.transneft.ru

² Ухтинский государственный технический университет, Россия, 169300, Ухта, ул. Первомайская, д. 13.

*Статья поступила 21 февраля 2023 г. Поступила после доработки 19 марта 2023 г.
Принята к публикации 28 апреля 2023 г.*

Механические характеристики металла определяются его химическим составом, особенностями структуры, ее деформационной способностью. Под последней понимается способность элементов структуры к релаксации внутренних напряжений при деформировании путем дислокационного скольжения, не приводящего к образованию трещин и разрушению. В работе рассмотрена возможность использования метода микроиндентирования для оценки деформационной способности структуры конструкционных сталей, обладающих относительно высокой пластичностью. Согласно теоретическому анализу повышение жесткости и снижение пластичности металла приводит к изменению механизма деформирования при внедрении индентора, в частности, к возникновению на поверхности рядом с отпечатком деформационных эффектов различной морфологии, которые могут служить признаком пластичности металла. Выполнены экспериментальные исследования на трубных сталях различных классов прочности и типов структуры. Они подтвердили, что по мере снижения деформационной способности металла (прежде всего в результате деформационного упрочнения) рядом с отпечатком формируется система локализованных сдвигов по линиям действия максимальных касательных напряжений. Предложена шкала для ранжирования данных локализованных сдвигов, определены оптимальная величина нагрузки и форма индентора, позволяющие обеспечить максимальную информативность микроиндентирования. По результатам микроиндентирования разработана методика оценки охрупчивания пластичных конструкционных сталей, которая может стать основой для создания эффективной технологии неразрушающего способа оценки состояния металла.

Ключевые слова: микроиндентирование; микротвердость; хрупкость; охрупчивание; конструкционные стали; локализованный сдвиг; деформационная способность.

EVALUATION OF EMBRITTLEMENT OF CONSTRUCTION STEELS BY MICROINDENTATION

© Alexander E. Zorin^{1*}, Artem S. Romantsov²

¹ Transneft Research Institute LLC, 47a, Sevastopolsky prosp., Moscow, 117186, Russia;
*e-mail: ZorinAE@niitnn.transneft.ru

² Ukhta State Technical University, 13, Pervomayskaya ul., Ukhta, 169300, Russia

Received February 21, 2023. Revised March 19, 2023. Accepted April 28, 2023.

The mechanical characteristics of a metal are determined by a combination of three groups of factors: the chemical composition, structural features and the deformation ability of the structure, i.e., the ability of elements to relax internal stresses during deformation through dislocation sliding which does not lead to the crack formation and destruction. The possibility of using microindentation to assess the deformation ability of the structure of structural steels with a relatively high ductility is the goal of the study. The theoretical analysis revealed that an increase in the stiffness and a decrease in the plasticity of a metal leads to a change in the deformation model during indentation and, in particular, to the occurrence of deformation effects of various morphologies on the surface near the imprint, which can be indicative of the metal plasticity. Experimental studies performed on pipe steels of various strength and types of the structure confirmed that as the deformation ability of the metal decreases (primarily as a result of deformation hardening), a system of localized shears is formed near the imprint along the lines of action of maximum tangential stresses. A scale for ranking data of localized shears is proposed and the optimal load value and shape of the indenter are determined which provide gaining maximum information by microindentation. A methodology for assessing the embrittlement of plastic construction steels based on the results of

microindentation has been developed, which can form a basis for creating an effective technology of non-destructive evaluation of the metal state.

Keywords: microindentation; microhardness; brittleness; embrittlement; construction steels; localized shear; deformation ability.

Введение

Одной из ключевых задач, стоящих перед организациями, эксплуатирующими опасные производственные объекты, является обеспечение их надежности и безопасности. В процессе службы конструкции подвергаются воздействию широкого спектра факторов и нагрузок, что может привести, в частности, к изменению эксплуатационных свойств стали — основного конструкционного материала. В результате точность и достоверность прогнозирования работоспособности такой конструкции резко снижается, а риск непредвиденного ее разрушения возрастает [1]. Для эффективного решения указанной задачи используют неразрушающие методы оценки состояния металла конструкций на этапе их эксплуатации.

Одним из таких методов, развитие которого способно привести к созданию эффективной технологии неразрушающей оценки состояния металла конструкций, является микроиндентирование.

Данный метод, известный с 50-х годов прошлого века, в свое время получил широкое развитие для физико-химического анализа металлов [2]. Однако интерес к нему в последнее время сильно снизился, поскольку он требовал вырезки образцов из металла и использования стационарного оборудования. При этом современные разрушающие методы исследований металла на микро- и мезоструктурном уровне, такие как электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ и др., позволяют проводить более точный анализ, чем метод микроиндентирования.

В то же время современное оборудование способно реализовать метод микроиндентирования непосредственно на исследуемой конструкции [3]. Поэтому применение метода микроиндентирования как неразрушающего для оценки работоспособности конструкционных сталей имеет большое практическое значение.

Механические характеристики металла определяются взаимодействием таких факторов, как: химический состав (содержание легирующих элементов, вредных примесей и т.д.);

особенности структуры (тип, форма, размер структурных элементов, параметры неметаллических включений и т.д.);

деформационная способность структуры.

Под деформационной способностью структуры понимается способность ее элементов к релак-

сации внутренних напряжений при деформировании путем дислокационного скольжения, не приводящего к образованию трещин и разрушению. При этом реализуются различные механизмы упрочнения, препятствующие движению дислокаций.

Деформационная способность структуры полностью не определяет пластичность металла, однако является ее основой, которую могут снизить лишь другие факторы.

Очевидно, что микроиндентирование не позволяет оценить большинство факторов, определяющих механические свойства металла, однако это может быть сделано дополнительными, в том числе неразрушающими, методами [4, 5]. В данной работе рассмотрена возможность использования метода микроиндентирования для оценки деформационной способности структуры, в частности, снижения этой способности — охрупчивания.

Теоретическое обоснование использования метода

Теория механики контактного взаимодействия подробно изложена в работе [6]. Применительно к решению поставленной задачи рассмотрим два описанных в ней граничных случая — упругопластической и жесткопластической среды внедрения индентора.

В упругопластической среде вытеснение материала индентором на начальном этапе полностью компенсируется упругими смещениями окружающей среды, контуры пластической зоны почти целиком располагаются под областью контакта и поверхности равных деформаций имеют приблизительно полусферическую форму (рис. 1, а).

Жесткопластическая среда при нагружении включает области пластического течения и области жесткого состояния, где деформации отсутствуют. Напряженное состояние в областях течения описывается с помощью поля линий скольжения, проходящих параллельно направлению главных касательных напряжений в каждой точке поля, т.е. под углом 45° к направлениям главных нормальных напряжений. В данном случае пластическое течение локализовано в двух симметрично расположенных областях, обозначенных на рис. 1, б буквами *ABCDE*. Материал, окружающий эти области, считается жестким и не деформируется.

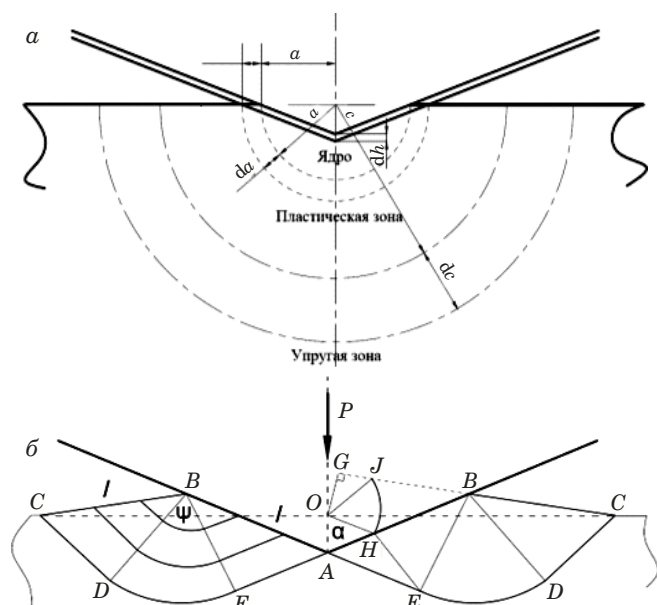


Рис. 1. Модель внедрения плоского индентора [6] в упругопластическую среду (а) и жесткопластическую среду (б)

Fig. 1. Model of indentation of a blunt indenter into [6]: а — elastic-plastic medium; б — rigid-plastic volume

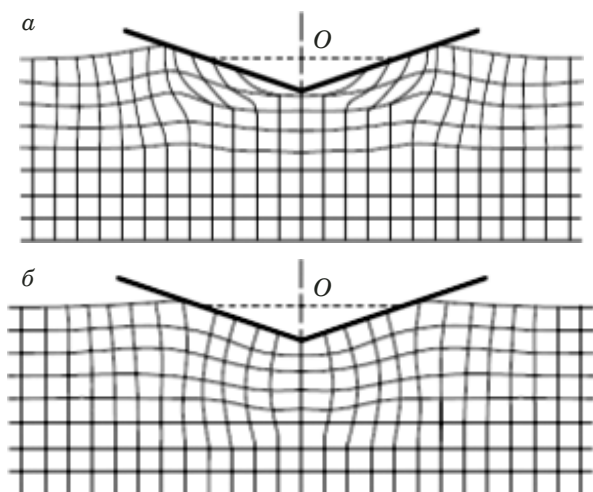


Рис. 2. Деформация тела при внедрении тупого индентора [6] в отсутствие трения (а) и проскальзывания (б) между материалом и индентором

Fig. 2. Deformation upon the indentation of a blunt indenter [6] in the absence of friction (а) and slippage (б) between the material and the indenter

На процесс вдавливания существенное влияние оказывает возникновение трения между гранью индентора и материалом. Деформация при этом развивается ниже вершины клина, а смещения угловых точек сетки от их начальных положений происходят примерно в радиальном направлении от точки О. Деформации тела при внедрении тупого индентора для случаев отсутствия трения и проскальзывания между материа-

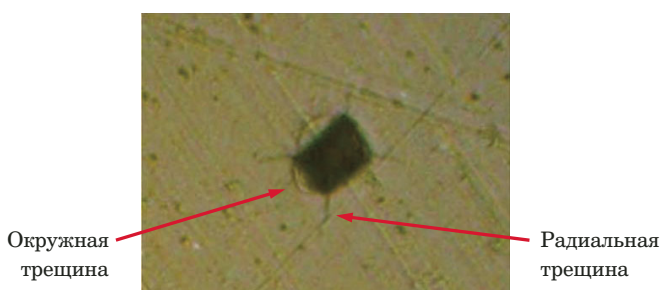


Рис. 3. Отпечаток индентора на поверхности стекла при нагрузке 50 гс

Fig. 3. Indenter imprint on the glass surface at a load of 50 gf

лом и индентором, вычисленные с помощью годографа, представлены на рис. 2 [6].

Исходя из приведенных данных можно заключить:

когда материал имеет высокие упругопластические характеристики, основная часть объема, вытесняемого при индентировании материала, смещается в радиальном направлении за счет упругого, а затем и пластического расширения окружающей среды;

если материал имеет низкую упругость и высокую жесткость, вытесняемый индентором материал перемещается в боковую зону, поднимаясь по краям лунки. Причем в случае низкой пластичности наблюдается ее локализованность, выраженная в появлении на поверхности деформационных эффектов различной морфологии, включая разрушения.

Известно [2], что разрушение при индентировании происходит только при вдавливании индентора в очень хрупкие тела (стекла, тугоплавкие соединения, минералы и т.д.). В качестве примера на рис. 3 приведен отпечаток при индентировании стекла. Видно, что формирование отпечатка сопровождается возникновением как радиальных трещин, образовавшихся путем отрыва в результате действия нормальных напряжений, так и трещин и сколов по окружности отпечатка, повторяющих контуры максимальных касательных напряжений, по которым происходило выдавливание материала.

В телах, обладающих более высокой пластичностью, разрушения не происходит. Это связано с тем, что по сравнению с другими видами нагружения (растяжение, сжатие, изгиб и т.д.) вдавливание отличается «мягкими» условиями деформирования, поскольку пластически деформирующийся объем окружен массой недеформированного материала, «подпирающей» зону пластической деформации и создающей условия, схожие со всесторонним сжатием. Вследствие этого сопротивление пластической деформации при ин-

дентировании более чем в четыре раза превышает сопротивление осевого сжатия [2].

Однако и в этом случае могут наблюдаться поверхностные эффекты рядом с отпечатком. Например, при индентировании аморфных сплавов (рис. 4) [7], обладающих специфической пластичностью (крайне низкой при растяжении и высокой при изгибе) образуются полосы локализованных сдвигов. Видно, что сформировавшиеся линии локализованного сдвига по своей морфологии аналогичны окружным трещинам (см. рис. 3), а также соответствуют контурам максимальных касательных напряжений.

Представленный анализ показывает, что по мере снижения пластичности схема деформирования металла при индентировании переходит от упругопластической (см. рис. 1, а) к жесткопластической (см. рис. 1, б). Деформация, вытесняющая объем металла в зоне отпечатка, становится более стесненной и реализуется в форме отдельных локализованных полос сдвига рядом с отпечатком, служащих при полном исчерпании пластичности очагами образования трещин и сколов. Причем, учитывая визуальную схожесть, однозначно отличить локализованный сдвиг от окружной трещины не так просто. В этом случае при изучении конструкционных сталей, обладающих относительно высокой пластичностью, морфология линий локализованных сдвигов рядом с отпечатком может служить информативным критерием, характеризующим деформационную способность структуры. В целях подтверждения данного предположения были проведены экспериментальные исследования.

Экспериментальное исследование

Для проведения испытаний изготавливали образцы металла, представленные в табл. 1.

В поперечном сечении образцов выполняли металлографические шлифы в соответствии с требованиями ГОСТ 5640–2020. Далее проводили микроиндентирование поверхности шлифов с последующим анализом морфологии деформаци-

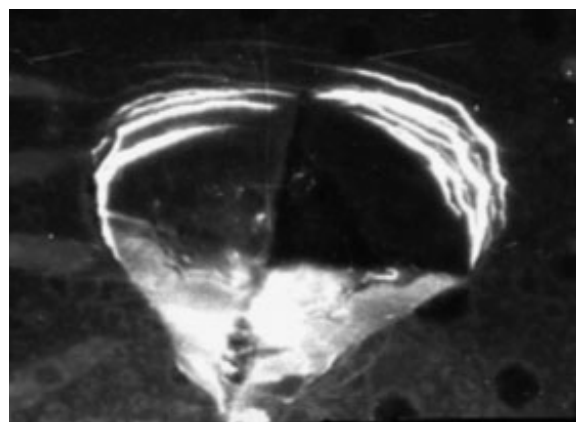


Рис. 4. Локализованные сдвиги рядом с отпечатком при микроиндентировании аморфного сплава Cr – Mo – Ni – C – Mg – Al (нагрузка 150 гс) [7]

Fig. 4. Localized shifts near the imprint during microindentation of an amorphous Fe – Cr – Mo – Ni – C – Mg – Al alloy (load 150 gf) [7]

онных эффектов рядом с отпечатком и определением значений микротвердости.

Отпечатки наносили индентором для определения микротвердости по Виккерсу (алмазная пирамида с углом при вершине 136°) при нагрузке 50 гс на микротвердомере ПМТ-3М в соответствии с ГОСТ 9450–76.

Образец № 1 подвергали травлению в соответствии с ГОСТ 5640–2020, и зоны для индентирования выбирали таким образом, чтобы отпечатки находились в центре ферритных зерен, площадь которых по диаметру значительно превышала размер отпечатка.

Остальные образцы не подвергали травлению, поскольку они имели мелкодисперсную структуру, затрудняющую анализ деформационных эффектов рядом с отпечатком.

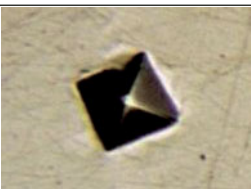
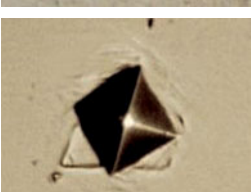
Полученные результаты показали, что морфология локализованных сдвигов, возникающих рядом с отпечатком, достаточно разнообразна. Для ее ранжирования введена балльная шкала, приведенная в табл. 2, по аналогии с известной шкалой хрупкости азотированных сталей [8].

Таблица 1. Наименование и характеристики образцов металла для исследований

Table 1. Characteristics of metal samples under study

Номер образца	Наименование конструкции, из которой вырезан образец	Марка стали	Состояние	Структура металла
1	Тройник Ду 89/Ду 89 мм, толщина стенки 12 мм	09Г2С	Новый	Ферритно-перлитная
2	Труба Ду 1220 мм, толщина стенки 12 мм	K56	Новая	Ферритно-перлитная
3	Труба Ду 1220 мм, толщина стенки 12 мм	K56	После термической обработки: $T_{\max} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $V_{\text{охл}} = 90\text{ }^{\circ}\text{C/c}$	Бейнитно-мартенситная
4	Труба Ду 1020 мм, толщина стенки 15,7 мм	X80	Новая	Бейнитная

Таблица 2. Шкала хрупкости конструкционных сталей по результатам микроиндентирования**Table 2.** Scale of the brittleness of structural steels according to the results of microindentation

Балл	Описание	Фото
1	Отпечаток без видимых линий локализованного сдвига и следов неоднородной пластической деформации*	
2	Следы неоднородной пластической деформации, короткие**, четкие линии локализованного сдвига у 1 – 3 граней отпечатка	
3	Четкие линии локализованного сдвига средней*** длины у 1 – 2 граней отпечатка или короткие линии у 4 граней отпечатка	
4	Четкие линии локализованного сдвига средней*** длины у 3 – 4 граней отпечатка или образование протяженных**** линий у 1 – 2 граней отпечатка	
5	Четкие протяженные**** линии локализованного сдвига у 3 – 4 граней отпечатка или у 2 граней с линиями средней*** длины еще у 1 – 2 граней	

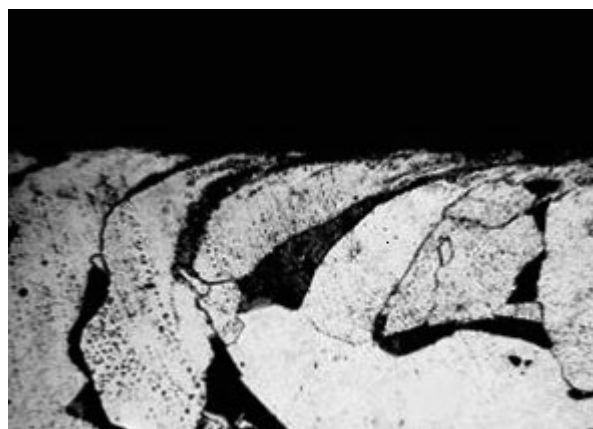
* Признаки анализировали при максимальной резкости изображения отпечатка.

** Короткая линия локализованного сдвига: длина линии составляет не более трети от длины грани отпечатка.

*** Линия локализованного сдвига средней длины: длина линии составляет от трети до двух третей от длины грани отпечатка.

**** Протяженная линия локализованного сдвига: длина линии составляет более двух третей от длины грани отпечатка.

На первом этапе исследовали образец № 1. Установлено, что микроиндентирование ферритных зерен во внутреннем объеме не приводит к возникновению каких-либо деформационных эффектов рядом с отпечатком (балл 1 из табл. 2), а среднее значение микротвердости составляет 131 кгс/мм². В то же время в приповерхностном слое глубиной около 0,5 мм зафиксировали локализованные сдвиги и одновременно — возраста-

**Рис. 5.** Структура приповерхностного слоя образца № 1**Fig. 5.** Structure of the subsurface layer of sample N 1

ние значения микротвердости. Причем оба явления усиливались по мере приближения к наружной поверхности. В частности, среднее значение микротвердости поверхностных ферритных зерен достигло 214 кгс/мм², а картина локализованных сдвигов в этой зоне соответствовала 4-му и 5-му баллам из табл. 2.

Результаты свидетельствуют, что приповерхностный слой металла тройника подвергся при производстве сильному деформационному упрочнению, следствием чего стало значительное повышение микротвердости металла и возникновение развитых локализованных сдвигов рядом с отпечатками в этой зоне. Подтверждением данного заключения является характер структуры приповерхностного слоя образца № 1, приведенной на рис. 5, которая представляет собой сильно деформированные вытянутые зерна феррита и перлита.

На втором этапе проводили сравнительные исследования образца № 2, вырезанного из нормализованной трубы в исходном состоянии, и образца № 3, вырезанного из той же трубы, а затем подвергнутого закалке. Установлено, что металл образца № 2 имеет значения микротвердости в диапазоне 162 – 180 кгс/мм² во всем объеме и 1-й балл хрупкости в соответствии с табл. 2, в том числе в приповерхностном слое. Для образца № 3 значения микротвердости — 267 – 326 кгс/мм² во всем объеме, а морфология локализованных сдвигов рядом с отпечатком сильно различается — от 2 до 5 баллов (см. табл. 2).

Из полученных результатов видно, что микротвердость образца № 3 выше, чем образца № 2, что обусловлено его химическим составом и дисперсностью структуры, а также высокой деформационной способностью структуры, достигнутой нормализующей термической обработкой. В результате закалки в образце № 3 сформировалась неравновесная структура с высокой плотно-

стью дислокаций и низкой деформационной способностью. Это привело как к резкому повышению значений микротвердости относительно стали в исходном состоянии, так и к возникновению локализованных сдвигов различной морфологии. Причем неоднородная картина локализованных сдвигов по объему образца свидетельствует и о его неоднородной пластичности.

На третьем этапе исследовали образец № 4. По всему объему образца значения микротвердости составляли 235 – 286 кгс/мм², а морфология локализованных сдвигов оценивалась от 4 – 5 баллов в приповерхностном слое металла глубиной около 0,5 мм до 3 – 4 баллов в центральной части.

Видно, что по средним значениям микротвердости образец № 4 близок к закаленному образцу № 3, а по развитости морфологии локализованных сдвигов рядом с отпечатком даже превосходит его. Объяснением этому служит технология производства листов стали X80 — контролируемая прокатка с ускоренным охлаждением. Реализация данной технологии приводит к возникновению в металле бейнитной структуры, которая сама по себе не является полностью равновесной и характеризуется повышенной плотностью дислокаций. При этом данная структура дополнительно подвергается высоким пластическим деформациям при механической обработке, что в результате приводит к очень высокой плотности дислокаций в металле и практически полному исчерпанию возможности его деформационного упрочнения.

Анализируя полученные результаты, можно увидеть, что морфология локализованных сдвигов коррелирует с деформационной способностью структуры, в частности, с ее способностью к релаксации внутренних напряжений путем деформационного упрочнения.

Как уже было отмечено, морфология локализованных сдвигов напрямую не определяет пластичность металла. Поэтому несмотря на низкую деформационную способность структуры сталь X80 имеет приемлемые пластичность и ударную вязкость за счет оптимального химического состава, низкого количества вредных примесей, формы и размера структурных элементов и других факторов. Однако следует ожидать, что возникновение условий, приводящих к появлению в металле при деформировании развитой системы локализованных сдвигов, прежде всего будет негативно сказываться на характеристиках трещиностойкости, поскольку последние являются очагами для зарождения и развития трещин. Данное предположение подтверждают исследования [9], в которых установлены низкие характеристики хладноломкости и трещиностойкости стали X80.

Следует отметить связь между морфологией локализованных сдвигов рядом с отпечатком и значениями микротвердости. С одной стороны, наблюдается общая качественная зависимость между данными характеристиками — развитие локализованных сдвигов во всех случаях сопровождается повышением средних значений микротвердости. С другой стороны, количественная связь между данными характеристиками отсутствует — при одной и той же морфологии локализованных сдвигов значения микротвердости могут существенно отличаться. Причем это отличие носит как системный характер (при сравнении средних баллов хрупкости и средних значений микротвердости для разных образцов), так и частный (при сравнении данных характеристик для разных отпечатков на одном образце).

Объяснение данных результатов может быть найдено из анализа четырех известных физических моделей упрочнения материалов с кристаллической структурой [10, 11]:

дислокационной — увеличение плотности дислокаций препятствует их взаимному перемещению и выходу на поверхность;

зернограничной — сдерживание движения дислокаций границами зерен;

твердорастворной — упрочнение за счет искажения кристаллической решетки материала в результате внедрения или замещения ее атомов легирующими элементами;

дисперсионной — упрочнение за счет выделения частиц других фаз, оказывающих сопротивление движению дислокаций.

Реализация каждой из этих моделей упрочнения в соответствующей степени напрямую увеличивает сопротивляемость металла пластической деформации, в частности, повышает твердость. Что касается пластичности, т.е. способности к формоизменению без разрушения, то такая обратная зависимость не существует. Только дислокационное упрочнение, прямо пропорциональное повышению твердости, снижает пластичность структуры, в остальных случаях эта связь более сложная и обусловлена особенностями реализации различных видов упрочнения [10, 11].

Таким образом, значения микротвердости отражают уровень упрочнения металла от рассмотренных выше процессов, а морфология локализованных сдвигов рядом с отпечатком — вклад данных процессов в снижение пластичности и сопротивляемости разрушению за счет изменения механизма пластической деформации.

Справедливо будет предположить, что на сопротивляемость разрушению влияет сочетание уровня упрочнения и деформационной способности металла, поэтому применительно к решению задачи создания эффективной технологии неразрушающей оценки состояния металла обе дан-

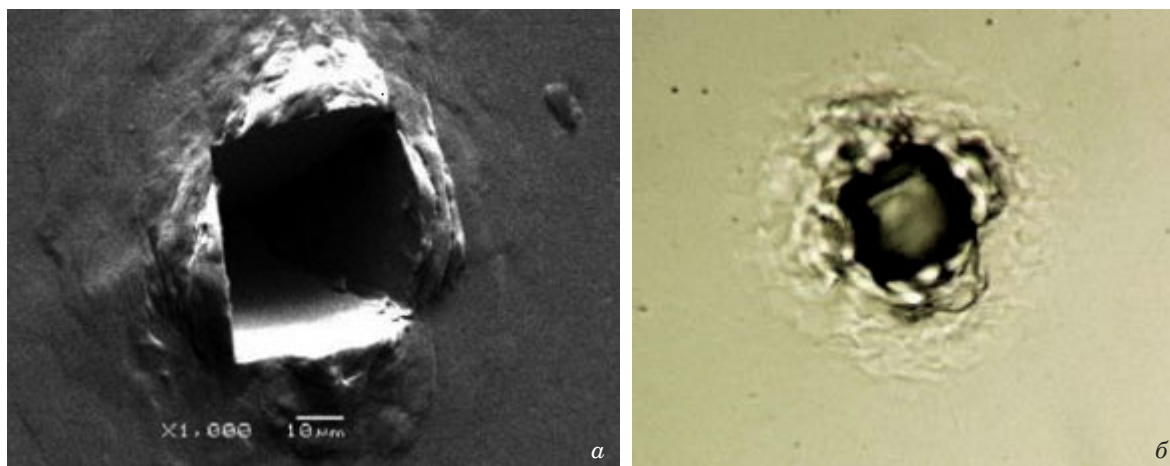


Рис. 6. Деформационная картина рядом с отпечатком индентора в форме правильной четырехгранной алмазной пирамиды с углом при вершине в 60° : электронная микроскопия отпечатка, $\times 1000$ (а); оптическая микроскопия отпечатка, $\times 600$ (б)

Fig. 6. The deformation pattern near the indenter imprint in the form of a regular four-sided diamond pyramid with an angle at the apex of 60° : electron microscopy of the imprint ($\times 1000$) (a); optical microscopy of the imprint ($\times 600$) (b)

ные характеристики являются информативными и должны оцениваться в совокупности.

Для использования полученных результатов в практических целях интерес представляет оценка влияния типа индентора и величины нагрузки на формируемую морфологию локализованных сдвигов рядом с отпечатком.

Для этого, помимо индентора в форме правильной четырехгранной алмазной пирамиды с углом при вершине в 136° , опробовали:

индентор Бирбаума (правильная четырехгранная алмазная пирамида с углом при вершине в 90°);

специально изготовленный индентор в форме правильной четырехгранной алмазной пирамиды с углом при вершине в 60° .

Нагрузки на индентор варьировали в диапазоне 20 – 500 гс.

Исследования выполняли на образце № 1 (см. табл. 1), поскольку, как установлено, он содержит и зону, в которой формируются развитые локализованные сдвиги рядом с отпечатком (приповерхностный слой), и зону с полным отсутствием подобных деформационных эффектов (основной объем образца).

Дополнительно выполняли электронно-микроскопический анализ отпечатков с использованием сканирующего электронного микроскопа SU8000 (Hitachi).

Полученные результаты показали, что по мере увеличения остроты индентора рядом с отпечатком начинают формироваться ярко выраженные навалы металла, т.е. независимо от упруго-пластических свойств увеличение объема вытесняемого металла под отпечатком приводит к его выдавливанию на свободную поверхность

(рис. 6, а). Это, в свою очередь, мешает идентификации локализованных сдвигов при визуальном анализе отпечатков (рис. 6, б).

По мере повышения нагрузки развитость локализованных сдвигов падает и практически исчезает при нагрузках свыше 200 гс, даже в поверхностном слое образца № 1, где фиксировали отпечатки с 5-м баллом хрупкости в соответствии с табл. 2.

Такой неожиданный результат может быть объяснен сменой механизма пластической деформации в зоне формирования отпечатка по мере увеличения нагрузки. В частности, как представлено на рис. 2, б, возникновение трения при внедрении индентора приводит к локализации зоны пластической деформации под отпечатком, даже при жесткопластической модели деформирования. В результате образовавшиеся на начальной стадии внедрения локализованные сдвиги рядом с отпечатком в дальнейшем поглощаются расширяющейся поверхностью контакта индентора с металлом, а новые деформационные эффекты на поверхности уже не появляются.

Таким образом, наиболее информативная картина локализованных сдвигов рядом с отпечатком наблюдается при использовании менее острого индентора и меньшей нагрузке. Учитывая, что начиная с определенного размера анализ отпечатков затруднен средствами оптической микроскопии, оптимально использовать индентор в форме правильной четырехгранной алмазной пирамиды с углом при вершине в 136° при нагрузке 50 гс.

Результаты исследования

К настоящему времени известно достаточно много способов оценки хрупкости материалов по результатам микроиндентирования. Наиболее популярное из них — расчет критического коэффициента интенсивности напряжений по максимальной длине радиальной трещины [12 – 14] и средней длине радиальных трещин [15, 16]; определение параметра Палмквиста, учитывающего длину всех радиальных трещин [17, 18]; оценка показателя микрохрупкости, учитывающего количество и тип трещин и сколов [2].

Однако все эти способы применимы только для оценки хрупких материалов, индентирование которых приводит к возникновению трещин и сколов рядом с отпечатком.

Известен также метод математической обработки результатов замеров микротвердости для оценки накопленной поврежденности в металле конструкции и прогнозирования ее остаточного ресурса [19]. В нем предложено вычислять коэффициент поврежденности металла на основании сравнительного анализа количества «упрочнившихся» и «разупрочнившихся» зерен после серии измерений микротвердости и в металле в исходном состоянии. Такой подход нельзя назвать оптимальным, поскольку на значения микротвердости при случайном индентировании оказывает влияние большое количество факторов, как связанных с протеканием деградиационных процессов (упрочнение, образование микротрещин, старение), так и не связанных с ними (попадание в различные фазы металла, в границы зерен, химическая неоднородность и т.д.). При этом корректно идентифицировать данные процессы, учесть степень их проявления и влияние на свойства металла только по изменению значений микротвердости, очевидно, затруднительно.

Исходя из представленных выше результатов, может быть предложен способ оценки степени охрупчивания конструкционных сталей, обладающих относительно высокой пластичностью, на базе получения значений микротвердости и анализа морфологии локализованных сдвигов в зоне отпечатка. Способ заключается в определении показателя хрупкости металла

$$K_h = \frac{0,01}{n} \sum_{i=1}^n HV_{\mu_i(h)} Z_{p(h)}, \quad (1)$$

где K_h — значение показателя хрупкости металла на глубине h ; $HV_{\mu_i(h)}$ — i -е значение микротвердости металла в серии измерений на глубине h , кгс/мм²; n — количество отпечатков в серии измерений на глубине h ; $Z_{p(h)}$ — суммарный балл

хрупкости металла на глубине h . Последний вычисляем по формуле

$$Z_p = 0 \cdot n_1 + 1 \cdot n_2 + 2n_3 + 3n_4 + 4n_5, \quad (2)$$

где n_1, n_2, n_3, n_4, n_5 — относительные количества отпечатков от общего их числа в серии измерений с данным баллом хрупкости в соответствии с табл. 2.

Микроиндентирование проводят с использованием индентора в форме правильной четырехгранной алмазной пирамиды с углом при вершине в 136° при нагрузке в 50 гс. При этом морфологию локализованных сдвигов целесообразно оценивать по отпечаткам, нанесенным на нетравленную поверхность, а значения микротвердости — по отпечаткам, нанесенным в основные элементы структуры на протравленной поверхности.

Заключение

Установлено, что морфология локализованных сдвигов, возникающая рядом с отпечатком при микроиндентировании пластичных конструкционных сталей, отражает деформационную способность структуры и может быть использована в качестве информативного критерия ее охрупчивания.

Разработана методика оценки охрупчивания конструкционных сталей по результатам микроиндентирования, которая может быть рекомендована для неразрушающего контроля оценки состояния металла конструкций.

Проведение дополнительных исследований по установлению эмпирической взаимосвязи между предложенным показателем хрупкости и механическими характеристиками металла (прежде всего трещиностойкостью) с учетом влияния факторов структуры и химического состава позволит достоверно прогнозировать прочность и долговечность ответственных стальных конструкций в различных условиях эксплуатации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Махутов Н. А., Гаденин М. М., Чернявский О. Ф., Чернявский А. О. Исследования свойств материалов при сложных условиях малоциклового деформирования / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2021. Т. 87. № 7. С. 49 – 58. DOI: 10.26896/1028-6861-2021-87-7-49-58
2. Глазов В. М., Вигдорович В. Н. Микротвердость металлов. — М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1962. — 224 с.
3. Зорин А. Е. Разработка портативного микротвердомера для выполнения неразрушающей оценки состояния металла газопроводов / Нефть, газ и бизнес. 2015. № 8. С. 35 – 38.
4. Фомин В. Н., Сауле К. А., Рустембеков К. С. и др. Оптимизация параметров лазерно-искрового эмиссионного спектрометра с применением вероятностно-детерминированного планирования эксперимента / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2021. Т. 87. № 5. С. 14 – 19. DOI: 10.26896/1028-6861-2021-87-5-14-19

5. **Матвеев В. И.** Testing and control и NDT RUSSIA 2017: большой выбор оборудования / Мир измерений. 2017. № 4. С. 60 – 63.
6. **Джонсон К.** Механика контактного взаимодействия. — М.: Мир, 1989. — 509 с.
7. **Верещагин М. Н., Шепелевич В. Г., Остриков О. М. и др.** Влияние изохронного отжига на зарождение полос сдвига вблизи концентратора напряжений на поверхности аморфных сплавов на основе железа / Прикладная механика и техническая физика. 2003. Т. 44. № 5(261). С. 97 – 101.
8. **Гудцов Н. Г.** Металловедение и термическая обработка стали и чугуна: Справочник. — М.: Metallurgizdat, 1957. — 1204 с.
9. **Солнцев К. А., Кантор М. М., Боженков В. А. и др.** О склонности к хладноломкости феррито-бейнитных сталей класса прочности X80 / Наука и техника в газовой промышленности. 2009. № 1(36). С. 62 – 67.
10. **Сандомирский С. Г.** Статистический анализ и использование взаимосвязей между физико-механическими свойствами сталей и чугунов. — Минск: Беларуская навука, 2021. — 144 с.
11. **Порошин В. Б.** Конструкционная прочность. — М.: Инфра-Инженерия, 2022. — 440 с.
12. **Плетнев А. А.** Микромеханические свойства спеченных образцов ВТСП-керамики / Сборник материалов XXV региональной конференции молодых ученых и исследователей Волгоградской области, 2021. С. 143.
13. **Bulatov M., Shatsov A., Grigirev N., Malkov N.** Strength, crack resistance and optical losses of heat-treated silica fibers coated with non-ferrous metal / Optical Fiber Technology. 2023. Vol. 75. Art. 103174. DOI: 10.1016/j.yofte.2022.103174
14. **Henry R., Le Roux N., Zacharie-Aubrun I., et al.** Indentation cracking in mono and polycrystalline cubic zirconia: Methodology of an apparent fracture toughness evaluation / Material Science and Engineering: A. 2022. Vol. 860. Art. 144261. DOI: 10.1016/j.msea.2022.144261
15. **Вабищевич С. А., Вабищевич Н. В., Бринкевич Д. И. и др.** Микропрочностные свойства имплантированных монокристаллов кремния / Вестник Полоцкого государственного университета. Серия С. Фундаментальные науки. 2012. № 12. С. 79 – 88.
16. **Щербак Г. В., Мурашов А. А., Сметанин К. Е. и др.** Исследование анизотропии свойств режущей пластины, полученной по технологии керамической 3D-печати (LCM) из композита Al_2O_3/ZrO_2 (ZTA) / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2021. Т. 87. № 11. С. 64 – 69. DOI: 10.26896/1028-6861-2021-87-11-64-69
17. **Тюрин А. И., Поверина Г. В., Куприякин А. М.** Влияние скорости относительной деформации на величину трещиностойкости Si и Ge при динамическом микроиндентировании / Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2007. Т. 12. № 1. С. 84 – 87.
18. **Lube T.** Fracture Toughness Measurement / Encyclopedia of Materials: Technical Ceramics and Glasses. 2021. Vol. 1. P. 762 – 774. DOI: 10.1016/B978-0-12-818542-1.00001-1
19. **Зорин Е. Е., Пирожков В. Г., Маляревская Е. К.** Использование математико-статистической обработки результатов замеров микротвердости для оценки рассеянной поврежденности в материале конструкции / Магистральные и промышленные трубопроводы: проектирование, строительство, эксплуатация, ремонт. Научно-технический сборник. 2000. Т. № 3. С. 45 – 51.
- literatury po chernoy i tsvetnoy metallurgii, 1962. — 224 p. [in Russian].
3. **Zorin A. E.** Development of a portable microhardness tester for performing a non-destructive assessment of the state of the metal of gas pipelines / Neft Gas Bizness. — 2015. N 8. P. 35 – 38 [in Russian].
4. **Fomin V. N., Saule K. A., Rustembekov K. S., et al.** Optimization of parameters of a laser spark emission spectrometer using probabilistic deterministic experiment planning / Industr. Lab. Diagn. Mater. 2021. Vol. 87. N. 5. P. 14 – 19 [in Russian]. DOI: 10.26896/1028-6861-2021-87-5-14-19
5. **Matveev V. I.** Testing and control and the Tax Code of the Russian Federation 2017: a large selection of equipment / Mir Izmer. 2017. N 4. P. 60 – 63 [in Russian].
6. **Johnson K.** Mechanics of contact interaction. — Moscow: Mir, 1989. — 509 p. [Russian translation].
7. **Vereshchagin M. N., Shepelevich V. G., Ostrikov O. M., et al.** The effect of isochronous annealing on the generation of shear bands near the stress concentrator on the surface of amorphous iron-based alloys / Prikl. Mekh. Tekhn. Fiz. 2003. Vol. 44. N 5(261). P. 97 – 101 [in Russian].
8. **Gudtsov N. G.** Metallovedenie and heat treatment of steel and cast iron: Handbook. — Moscow: Metallurgizdat, 1957. — 1204 p. [in Russian].
9. **Solntsev K. A., Kantor M. M., Bozhenov V. A., et al.** On the tendency to cold fracture of ferrite-bainite steels of strength class X80 / Nauka Tekhnol. Gaz. Prom. 2009. N 1(36). P. 62 – 67 [in Russian].
10. **Sandomirsky S. G.** Statistical analysis and use of interrelations between physical and mechanical properties of steels and cast iron. — Minsk: Belarusskaya navuka, 2021. — 144 p. [in Russian].
11. **Poroshin V. B.** Structural strength. — Moscow: Infra-Inzheneriya, 2022. — 440 p. [in Russian].
12. **Pletnev A. A.** Micromechanical properties of sintered samples of HTSP-ceramics / Collection of materials of the XXV regional conference of young scientists and researchers of the Volgograd oblast'. 2021. P. 143 [in Russian].
13. **Bulatov M., Shatsov A., Grigirev N., Malkov N.** Strength, crack resistance and optical losses of heat-treated silica fibers coated with non-ferrous metal / Optical Fiber Technology. 2023. Vol. 75. Art. 103174. DOI: 10.1016/j.yofte.2022.103174
14. **Henry R., Le Roux N., Zacharie-Aubrun I., et al.** Indentation cracking in mono and polycrystalline cubic zirconia: Methodology of an apparent fracture toughness evaluation / Material Science and Engineering: A. 2022. Vol. 860. Art. 144261. DOI: 10.1016/j.msea.2022.144261
15. **Vabishevich S. A., Vabishevich N. V., Brinkevich D. I., et al.** Micro-strength properties of implanted silicon single crystals / Vestn. Polotsk. Gos. Univ. Ser. C. Fund. Nauki. 2012. N 12. P. 79 – 88 [in Russian].
16. **Shcherbak G. V., Murashov A. A., Smetanin K. E., et al.** Investigation of the anisotropy of the properties of the cutting plate obtained by the technology of ceramic 3D printing (LCM) from the composite Al_2O_3/ZrO_2 (ZTA) / Industr. Lab. Diagn. Mater. 2021. Vol. 87. N. 11. P. 64 – 69 [in Russian]. DOI: 10.26896/1028-6861-2021-87-11-64-69
17. **Tyurin A. I., Povinova G. V., Kupriyakin A. M.** The influence of the relative deformation rate on the crack resistance of Si and Ge in dynamic microindentation / Vestn. Tambov. Univ. Ser. Estestv. Tekhn. Nauki. 2007. Vol. 12. N 1. P. 84 – 87 [in Russian].
18. **Lube T.** Fracture Toughness Measurement / Encyclopedia of Materials: Technical Ceramics and Glasses. 2021. Vol. 1. P. 762 – 774. DOI: 10.1016/B978-0-12-818542-1.00001-1
19. **Zorin E. E., Pirozhkov V. G., Malyarevskaya E. K.** The use of mathematical and statistical processing of the results of microhardness measurements to assess scattered damage in the structural material / Magistr. Promysl. Truboprov. Proekt. Stroit. Eksp. Remont. 2000. Vol. 3. P. 45 – 51 [in Russian].

REFERENCES