

Деформация легкими ударами для создания приповерхностного нано- и микроструктурированного слоя в нержавеющей стали AISI 316L

Д. З. Грабко*, А. А. Присакару, Д. Э. Топал, О. А. Шикимака

Институт прикладной физики, Госуниверситет Молдовы,

г. Кишинев, MD2028, Молдова

**e-mail: daria.grabco@ifa.usm.md*

Поступила в редакцию 24.05.2024

После доработки 02.07.2024

Принята к публикации 09.07.2024

Нано- и микроструктурированный поверхностный слой был создан на образце из нержавеющей стали AISI 316L ударной нагрузкой. Наблюдалось изменение микроструктуры испытуемого образца: уменьшение размера зерен, увеличение их разориентации, появление полос скольжения внутри зерен, возникновение округлых форм разного размера (0,1–15 мкм) и с различной плотностью на поверхности образца. Нано- и микрокристаллические зерна имели случайную кристаллографическую ориентацию. Микротвердость деформированной поверхности оценена с использованием методов Виккерса и Берковича. Отпечатки имеют примерно равноосную форму, стороны зачастую искажены. Микротвердость на ударно-деформированной поверхности колеблется в пределах $H = 2,7\text{--}4,2$ ГПа в зависимости от количества ударов, увеличиваясь с их ростом и уменьшаясь по мере удаления от поверхности удара. Микротвердость недеформированного образца равняется 2,0 ГПа. Выявлены основные закономерности формирования деформированного слоя в зависимости от количества ударов.

Ключевые слова: нержавеющая сталь AISI 316L, ударная нагрузка, деформированный слой, микроструктура, микротвердость

УДК 538.9:538.951

<https://doi.org/10.52577/eom.2024.60.4.14>

ВВЕДЕНИЕ

В последние десятилетия прикладная физическая наука совершила большой прогресс в плане создания новых технологий с целью получения нано- и микроструктурированных поверхностных слоев (НМСПС) в различных материалах практического применения: металлах, сплавах, многослойных структурах [1–3]. Уже точно доказано, что механические свойства конструкционных материалов можно существенно улучшить (повысить их твердость и понизить склонность к образованию трещин) благодаря созданию упрочненного НМСПС [4, 5]. Для получения такого слоя разработаны различные новые методы с применением интенсивной пластической деформации. Наиболее известные из них: метод поверхностной механической обработки истиранием [6–8], метод ультразвуковой обработки поверхности [9], метод ультразвуковой дробеструйной обработки [10–12], холодная прокатка [13, 14], деформация кручением [15] и др. Однако большинство этих методов довольно сложны для практического применения, поэтому продолжается поиск новых методов и технологий.

В физике прочности и пластичности детально изучен процесс индентирования материалов [16–18]. В науке этот метод является основным для определения твердости в широком интервале нагрузок: от макроиндентирования, микроиндентирования, наноиндентирования вплоть до пикоиндентирования, и установлены основные механизмы протекания процесса внедрения индентора [19]. Так, показано, что при индентировании вокруг образовавшегося отпечатка возникает деформированная зона, в пределах которой происходит интенсивное перемещение материала, постепенно уменьшающееся по мере удаления от отпечатка [20]. Установлено, что, независимо от структуры кристалла и типа химической связи в нем, в общем случае в деформированной зоне вокруг отпечатка возникает пять областей, которые характеризуются различной степенью пластической деформации: 1 – супердефектная зона, ближайшая к отпечатку; затем, по мере удаления от индентора: 2 – деструктурированная область; 3 – область с высокой плотностью дислокаций; 4 – периферическая дислокационная зона и 5 – область упругой деформации. Протяженность указанных зон уменьшается по мере приближения к отпечатку [21]. Так, если

области 3–5 превышают размер отпечатка в несколько и даже в десятки раз (в зависимости от типа образца, температуры испытания и величины приложенной нагрузки), то область 2 только в 2–3 раза больше отпечатка, имеет микроразмерную толщину, а область 1 обладает наноразмерной толщиной. Тем не менее основной вклад в перенос массы при образовании отпечатка вносят именно области 1 и 2. Они характеризуются наибольшими пластическими сдвигами, ротационными процессами, фрагментацией структуры. Как результат, в этих областях наблюдается максимальное деформационное упрочнение. В работах [16, 19–21] на серии ионных кристаллов (KCl, NaCl, NaF, LiF) в широком интервале температур (293–423K) было показано, что для отпечатков с диаметром $d = 22$ мкм деформационное упрочнение в непосредственной близости к отпечатку ($l \approx 1\div 3$ мкм) в несколько раз превышало величину упрочнения на расстоянии $l \approx 200$ мкм.

Принимая во внимание вышесказанное, можно сделать предположение, что путем нанесения на образец плотно расположенных отпечатков представляется возможным создать НМСПС, обладающий повышенной твердостью и высокой пластичностью. Однако создание подобной структуры мануальным способом является весьма трудоемким процессом. Для его ускорения метод должен быть оснащен определенным шаблоном, обладающим большим числом близко расположенных мини-инденторов, и автоматизированной системой нагружения–разгрузки. Реализацию подобного метода предполагается выполнить в будущем. В настоящей же работе решено провести предварительное исследование в упрощенном варианте, чтобы оценить потенциальные возможности предлагаемого способа для создания НМСПС на образце из нержавеющей стали AISI 316L. Эта сталь имеет широкое практическое применение. В частности, она представляет интерес для использования в биотехнологии, для изготовления медицинских инструментов, в костной хирургии и стоматологии в качестве имплантатов, которые должны обладать специфической микроструктурой и особыми прочностными параметрами в приповерхностных слоях и в объеме изделия. Например, в работе [22] показано, что твердость здорового зуба человека отличается в различных его субстанциях: в верхней части зуба (слой эмали) твердость равна примерно 400 кг/мм^2 (4,0 ГПа), тогда как в средней и нижней его частях (слой дентина и цемент корня) она колеблется в пределах

$50\text{--}80 \text{ кг/мм}^2$ (0,5–0,8 ГПа). Поэтому поиск новых методов для создания специфических прочностных структур представляет как научный, так и практический интерес.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Для проведения испытаний была выбрана нержавеющая аустенитная сталь AISI 316L. Исследуемые образцы представляют собой шайбы диаметром $\varnothing = 15$ мм и высотой $h = 5$ мм, которые имеют следующий химический состав, %: (C 0,019; Mn 1,74; P 0,017; S 0,001; Si 0,5; Cr 17,38; Ni 14,24; Mo 2,85; N 0,062; Cu 0,1; Fe 63,09). Предварительно поверхность образцов была подвергнута шлифовке и тонкой полировке на полировальной машине MoPa0 160E с последовательным применением шлифовальных кругов с разной величиной зерна: P1500, P2500 и P3500. На заключительном этапе использовали полировку с водной суспензией наноразмерного порошка Cr_2O_3 .

Для выявления зеренной микроструктуры образцов проводили селективное химическое травление в растворе состава: 2,5 мл HCl+1 мл глицерина +0,5 мл HNO_3 , время травления менялось в интервале 0,5–20 мин. Микротвердость была оценена на нанотестере PMT3-NI-2 и микротвердомере ПМТ-3 двумя методами – по методу Берковича и по методу Виккерса [23].

Деформация ударами проводилась на установке, позволяющей наносить многократные легкие ударные воздействия (рис. 1а,б). Множественные локальные удары по образцу AISI 316L производились благодаря резкому воздействию штока поршня с наклеенным на его основание шлифовальным кругом P2000 (рис. 1в), вырезанным по форме поршня (рис. 1б). Сила удара поршня равнялась $P \approx 5.0$ Н, длительность удара $t \approx 1$ с. Наличие плотно расположенных абразивных частиц на основании поршня позволяло получать одновременно большое число отпечатков на испытуемом образце. С целью получения более равномерно распределенных отпечатков производилось большое число ударов, а столик с образцом периодически поворачивался вокруг своей оси. Для выявления эволюции изменения микроструктуры образцов и толщины деформированного поверхностного слоя было совершено различное количество ударов: $N = 100, 200, 400, 600, 800, 1000$ и 1200.

После нанесения ударов проводилось изучение полученной микроструктуры образцов методом оптической микроскопии (ОМ) на приборах Amplival и XJL-101 с цифровым мониторингом и методом атомно-силовой

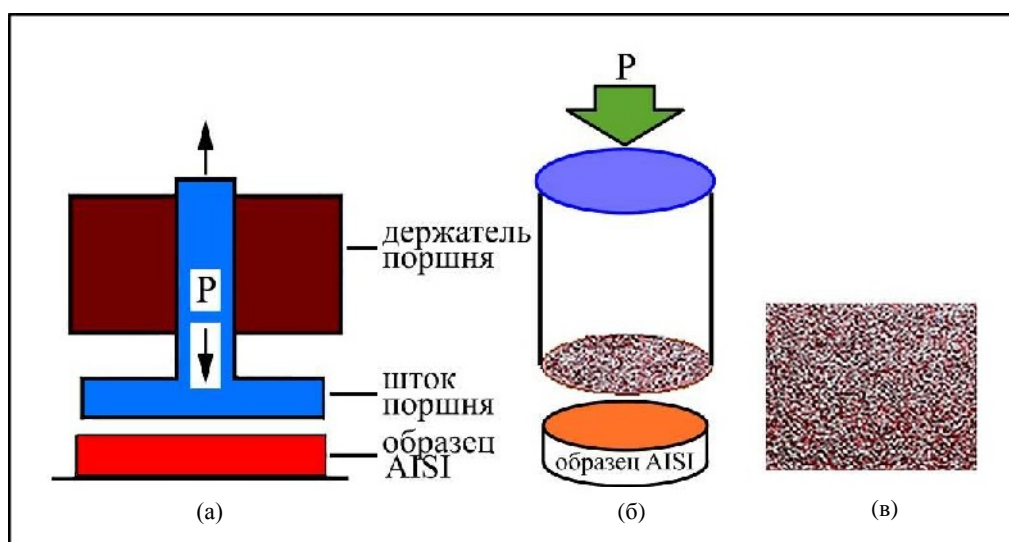


Рис. 1. Схема нанесения множественных ударов на образец стали AISI 316L (а, б); вид участка поверхности наждачного диска P2000, используемого для ударов (в).

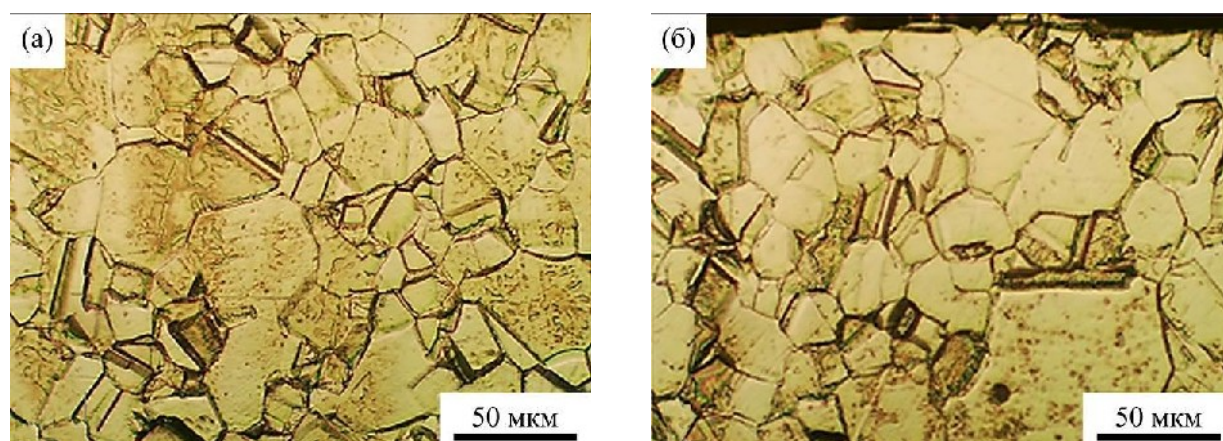


Рис. 2. Микроструктура нержавеющей стали AISI 316L, выявленная в результате химического травления: (а) – исходная поверхность, вид сверху; (б) – вид поверхности на поперечном срезе.

микроскопии (АСМ). Исследование микроструктуры деформированных поверхностей осуществлялось как непосредственно после нанесения ударов, так и после полировок различной длительности на приборе MoRaо 160Е. Регистрация деформированных поверхностей проводилась поочередно без химического травления и с травлением разной длительности. Скорость полировки была оценена по длительности споллировывания отпечатков Виккерса ($P = 2,0$ Н), которая составила 10 мин. С учетом того, что глубина отпечатков Виккерса $h = d/7$, где d – диагональ отпечатка, была определена скорость полировки (v). Скорость полировки составила $v = 0,43$ мкм/мин.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В первую очередь была изучена микроструктура, пластические и прочностные свойства исходной нержавеющей стали AISI 316L. Как показало селективное химическое травление, исследуемая сталь обладает

поликристаллической структурой с величиной зерен в пределах 2–50 мкм (рис. 2).

Микротвердость (H) недеформированных образцов AISI 316L равнялась 2,0 ГПа. На рис. 3 представлены отпечатки Берковича, а на рис. 4 – отпечатки Виккерса. Можно видеть, что отпечатки обоих типов имеют пластический вид, а рельеф поверхности вокруг них претерпел существенные изменения. В окрестности отпечатков наблюдается вытеснение материала на поверхность в виде навалов и полос скольжения, число которых увеличивается с ростом нагрузки на индентор. Трещины отсутствуют как при малых, так и при больших нагрузках.

Принимая во внимание, что внедрение в материал алмазных инденторов Берковича и Виккерса можно рассматривать как единичный удар, логично провести сравнение между их воздействием на образец и воздействием поршня для ударов, на основании которого находится наждачный диск с плотно расположенными на нем частицами корунда (см. рис. 1в).

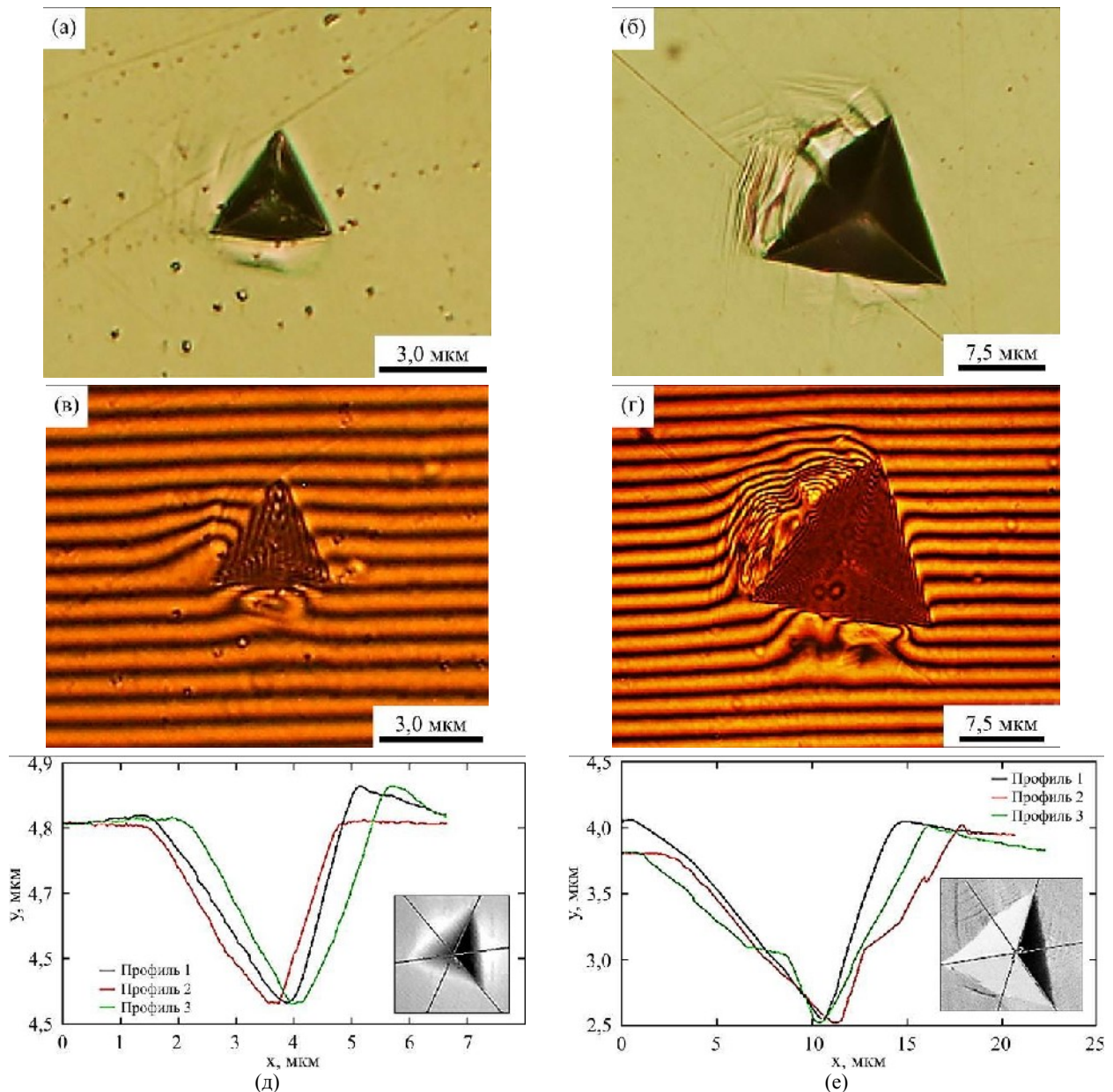


Рис. 3. ОМ (а – г) и АСМ (д, е). Вид отпечатков, нанесенных на полированную поверхность образца AISI индентором Берковича (а, б); отпечатки в режиме интерференции (в, г); профили отпечатков (д, е). P , мН: (а, в, д) – 10; (б, г, е) – 200.

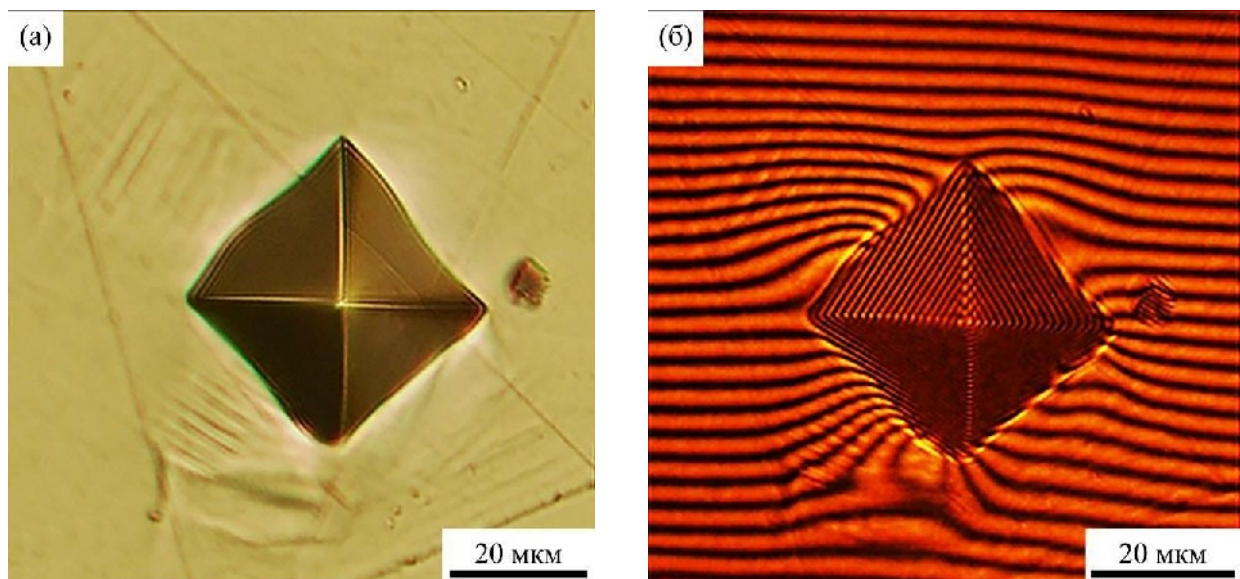


Рис. 4. ОМ. Вид отпечатка микроиндентирования, нанесенного на полированную поверхность образца AISI индентором Виккерса (а) и его интерферограмма (б). $P = 2000$ мН.

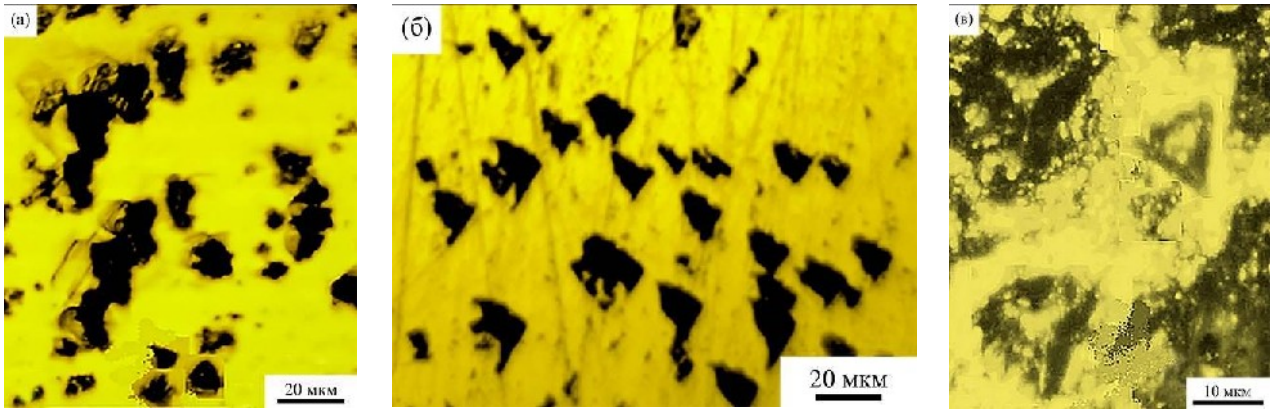


Рис. 5. Вид отпечатков (углублений) кристаллических частиц корунда, возникающих после ударов на образцах AISI 316L; разные места на образцах после 1 мин полировки без химического травления (а, б); после полировки с последующим химическим травлением (в).

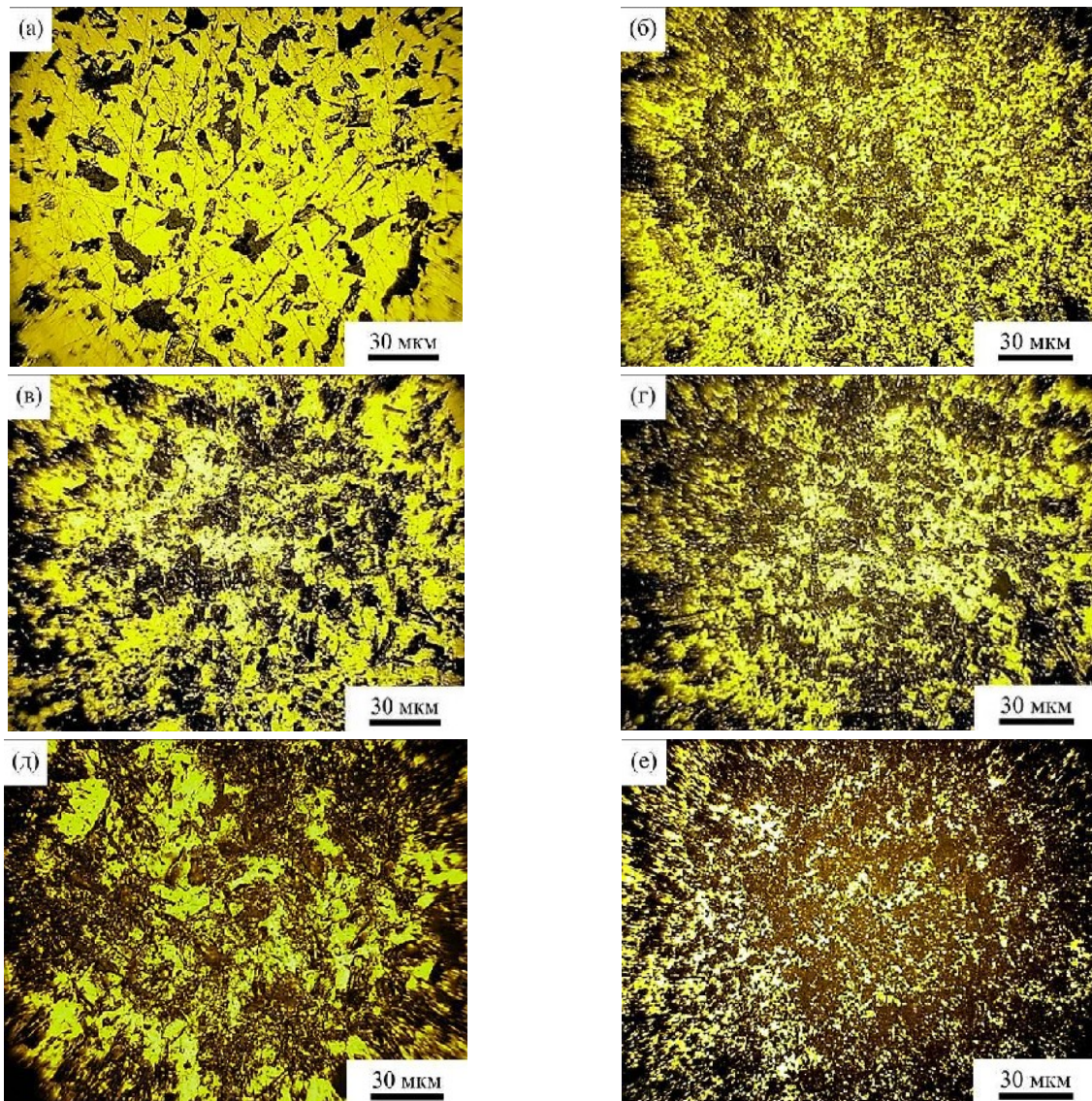


Рис. 6. Микроструктура поверхности стали AISI после нанесения различного числа ударов, N : (а) – 100; (б) – 200; (в) – 400; (г) – 600; (д) – 800; (е) – 1200.

Кристаллические частицы корунда (Al_2O_3) на наждачном диске имеют произвольную форму с острыми углами и размером ≤ 100 мкм или немного больше. При ударе поршня об испытуемый образец на поверхности последнего появляются следы воздействия частиц корунда в

виде отпечатков (углублений) различной формы (прямоугольные, треугольные, без строгой огранки) и различной ориентации (рис. 5), которые пластически деформируют образец подобно действию микроинденторов (аналогично рис. 3 и 4).

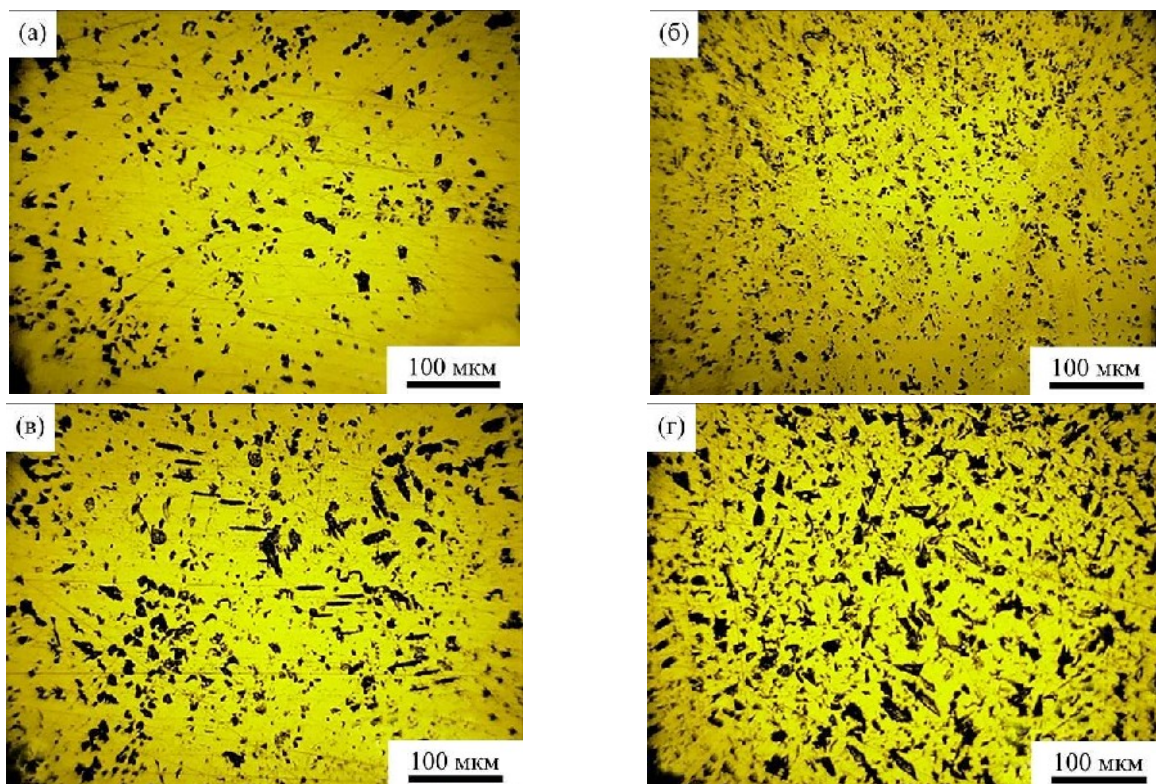


Рис. 7. Вид деформированной поверхности стали после 1 мин полировки для разного числа ударов, N : (а) – 100; (б) – 200; (в) – 600; (г) – 1200.

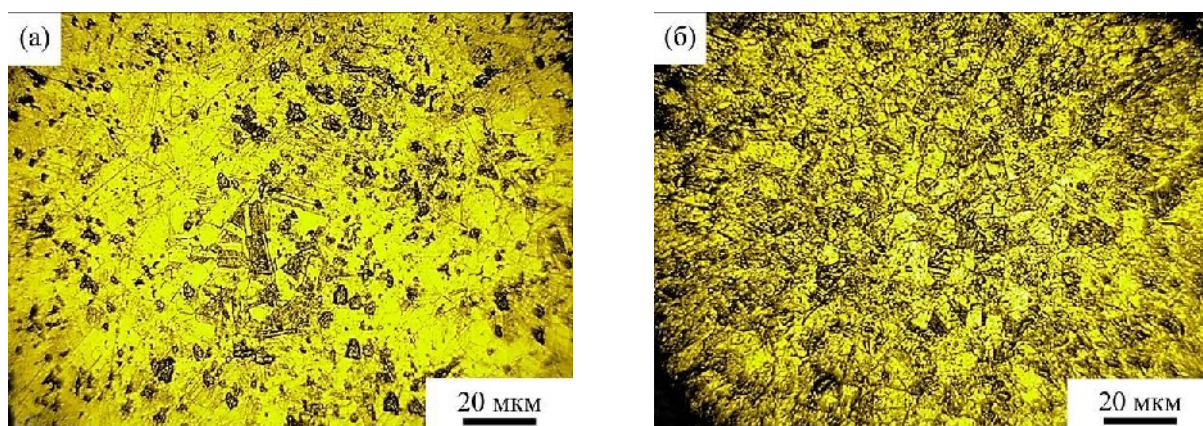


Рис. 8. Микроструктура деформированной поверхности стали после 1 мин полировки и химического травления в течение 20 мин: (а) – 100 ударов; (б) – 1200 ударов.

Плотность полученных отпечатков от небольшого количества ударов была не очень высокой, поэтому в наших экспериментах мы проводили от 100 до 1200 ударов с целью определения наиболее подходящего количества ударов. На рис. 6 показана эволюция микроструктуры поверхности образцов, подвергнутых ударам.

Из рис. 6 следует, что плотность отпечатков от воздействия ударов последовательно возрастает с ростом числа ударов. Как видим при сравнении фотоснимков, 100 ударов создают наиболее редко расположенные углубления. С увеличением количества ударов плотность углублений возрастает (рис. 6б–г). Увеличение количества ударов до 800 и 1200 привело к

дальнейшему возрастанию плотности отпечатков (углублений) (рис. 6д, е).

Эффект проявился еще заметнее после проведения полировки в течение одной минуты, $t_p = 1$ мин, что соответствует снятию слоя толщиной $t_1 \approx 0,43$ мкм (рис. 7). Как можно видеть, после одной минуты полировки образцов деформированная поверхность существенно изменилась по сравнению с поверхностью, возникшей непосредственно после воздействия ударов (см. рис. 6). При этом важно отметить, что удаление поверхностно расположенных следов ударов для всех N на рис. 7 свидетельствует о том, что даже для самого большого количества примененных ударов ($N = 1200$) толщина плотного поверхностного слоя не превышает $t_1 \approx 0,43$ мкм.

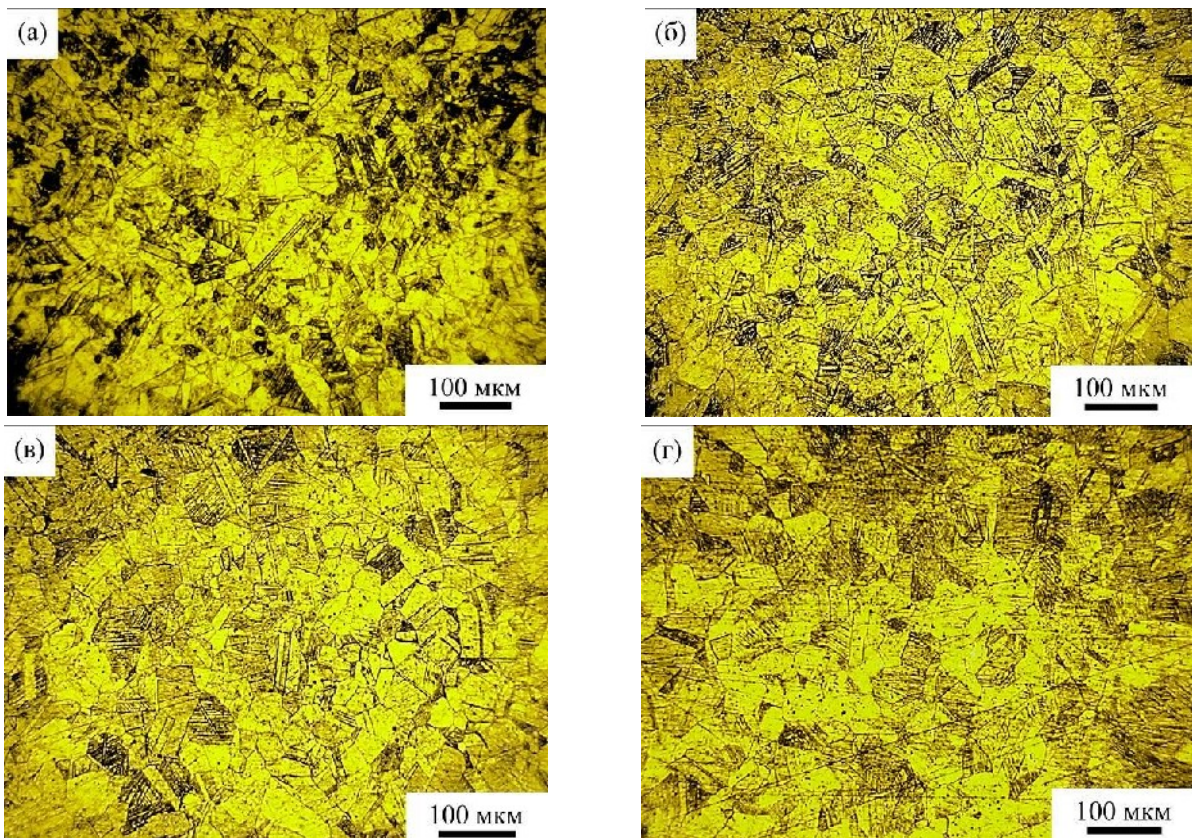


Рис. 9. Изменение вида деформированной поверхности стали в результате 600 ударов на разных этапах полировки: (а) – 5 мин; (б) – 11 мин; (в) – 15 мин; (г) – 16 мин. Время травления после каждой полировки – 10 мин.

Ценная информация была получена также и после проведения химического травления (рис. 8). Видно, что деформационные изменения произошли на всей поверхности: наблюдается фрагментация поверхности и возникновение новых структурных конфигураций в промежутках между углублениями, которые были выявлены после одноминутной полировки (ср. с рис. 7).

Фрагментированная структура деформированного слоя наблюдалась для всех типов ударов и имела аналогичный вид. Дополнительные изменения начали наблюдаться при дальнейшем споллировывании поверхностного слоя. В качестве примера на рис. 9 приведены фотоснимки поверхности образца, подвергнутого действию $N = 600$ ударов, после нескольких этапов полировки: 5 мин, 11 мин, 15 мин и 16 мин. После 5 мин полировки (рис. 9а) на деформированной поверхности просматривается большое число округлых, треугольных, прямоугольных и бесформенных структур, являющихся результатом создания нано- и микроструктурированных зон деформации при внедрении в образец кристаллических частиц корунда (Al_2O_3) от наждачного диска. Отчетливо видно, что по мере проникновения в образец (11 мин полировки, рис. 9б) деформация становится более однородной, удалились многие

темные структуры, выявленные после 5 мин полировки.

Характерной особенностью данного этапа является дробление кристаллической структуры исходного материала AISI 316L, четкое проявление полос скольжения внутри зерен и их различная кристаллографическая ориентация. Следующие этапы (15 и 16 мин полировки, рис. 9в,г) обнаруживают ослабление деформации, исчезновение многих нано- и микроструктурированных формирований, проявление зеренной структуры исходного образца.

При возрастании количества ударов происходит увеличение и усложнение деформированного слоя. Подобная эволюция была выявлена на образцах, подвергнутых действию 800, 1000 и 1200 ударов. Причем по мере увеличения времени полировки картина также менялась в направлении уменьшения плотности фрагментированных структур, увеличения их размеров с четко выраженными полосами скольжения внутри зерен. Для подтверждения сказанного на рис. 10 представлено несколько этапов полировки образца AISI с $N = 1200$ ударов.

Из рис. 10 следует, что эволюция изменения вида структуры деформации претерпевает те же стадии, какие были отмечены выше для образцов с меньшим числом ударов. Некоторое различие

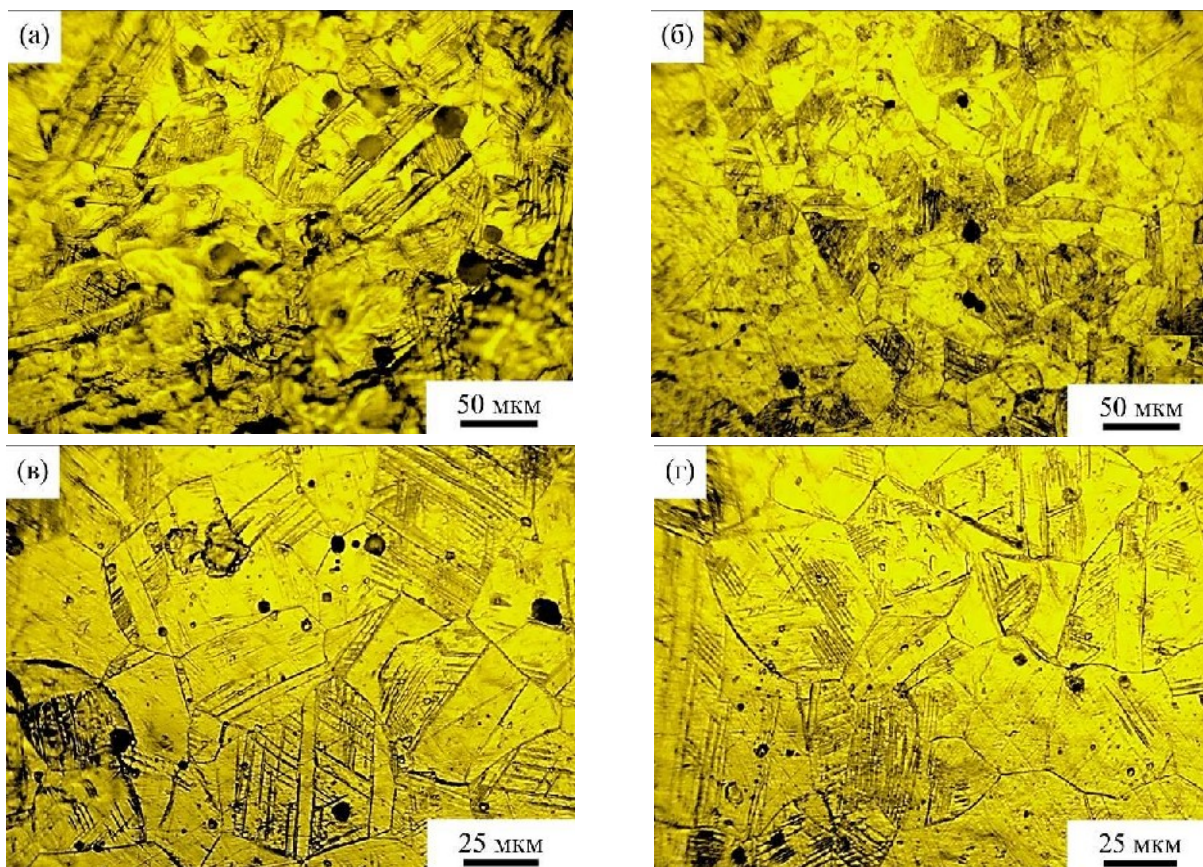


Рис. 10. Изменение вида деформированной поверхности стали в результате 1200 ударов на разных этапах полировки: (а) – 10 мин; (б) – 15 мин; (в) – 20 мин; (г) – 23 мин. Время травления после каждой полировки – 15 мин.

отмечается в размере зоны. Анализ полученных результатов показал, что протяженность деформированного слоя (δ) возрастает с увеличением числа ударов. Так, для образцов с $N = 100, 600$ и 1200 ударов величина δ приблизительно равна 1,5; 10 и 15 мкм соответственно. Вместе с этим происходит и усложнение дефектной структуры в слое.

Из литературы известно [24, 25], что полосы скольжения и различная их ориентация являются факторами, которые оказывают значительное сопротивление движению дислокаций и, как следствие, приводят к увеличению твердости в деформированной зоне. При этом величина упрочнения связана со степенью деформации и искажением структуры [18, 20]. Как было представлено выше, максимальная деформация, дробление зеренной структуры и интенсивные полосы скольжения внутри зерен в образцах AISI 316L имеют место вблизи поверхности, подвергшейся ударам, которые постепенно уменьшаются по мере перемещения в глубь образца. В соответствии с этим наблюдается и уменьшение твердости по мере удаления от поверхности, на которую приходились удары. Так, для образца с $N = 1200$ ударов твердость менялась в пределах $H = 4,2-2,3$ ГПа.

Таким образом, проведенные исследования позволили установить ряд общих

закономерностей, имеющих место при воздействии ударных нагрузок на образцы нержавеющей стали AISI 316L. В первую очередь следует отметить, что деформированная структура зависит от количества наносимых ударов. Сила и длительность были примерно одинаковыми для всех ударов. С увеличением количества ударов плотность углублений от кристаллов корунда возрастает, соответственно, увеличивается и протяженность дефектной зоны. Деформированный слой можно условно разделить на два подслоя: первый поверхностный подслой, наиболее деформированный, имеет незначительную толщину, $t_1 < 0,5$ мкм для всех образцов; второй нижний подслой имеет гораздо большую протяженность, чем первый подслой, $t_2 \approx 1,5-15,0$ мкм в зависимости от числа ударов. Второй подслоем характеризуется фрагментированной структурой, дроблением зерен, интенсивными полосами скольжения внутри зерен. Дефектность и микротвердость второго подслоя последовательно уменьшаются по мере продвижения в глубь образца до достижения недеформированной зоны.

ВЫВОДЫ

В работе проведено исследование специфики формирования упрочненного нано- и

микроструктурированного поверхностного слоя на нержавеющей стали AISI 316L при действии легкой ударной нагрузки. Удары проводились с помощью поршня, на основании которого был наклеен наждачный диск с кристаллическими частицами корунда (Al_2O_3). Были изучены образцы, подвергнутые различному количеству ударов: $N = 100, 200, 400, 600, 800, 1000$ и 1200 . Сила удара поршня равнялась $P \approx 5,0 N$, длительность удара $t \approx 1 s$. В результате ударных нагрузок в поверхностном слое имело место изменение микроструктуры испытуемых образцов: уменьшение размера зерен, увеличение их разориентации, появление полос скольжения внутри зерен, возникновение округлых и геометрически произвольных углублений разного размера ($0,1-15 \mu m$). Зерна имели случайную кристаллографическую ориентацию. Ударно-деформированный слой может быть условно разделен на два подслоя: первый поверхностный подслой, наиболее деформированный, имеет незначительную толщину, $t_1 < 0,5 \mu m$ для всех образцов; второй нижний подслоя гораздо протяженней: $t_2 \approx 1,5-15,0 \mu m$ в зависимости от числа ударов. В этом подслое наблюдается фрагментированная структура с полосами скольжения внутри зерен. Дефектность и микротвердость второго подслоя уменьшаются по мере продвижения в глубь образца до достижения недеформированной зоны. Полученные результаты могут представлять интерес для различных областей практического применения, а также для дальнейшего усовершенствования метода получения нано- и микроструктурированных поверхностных слоев с применением легких ударных нагрузок.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Данное исследование было поддержано исследовательской субпрограммой 011201 Института прикладной физики Государственного университета Молдовы и финансируется Министерством образования и научных исследований Республики Молдова.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них отсутствует конфликт интересов.

ЛИТЕРАТУРА

- Gleiter, H., Nanocrystalline materials, *Progr. Mater. Sci.*, 1988, vol. 33, p. 223.
- Lu, K. and Lu, J., Surface nanocrystallization of metallic materials – presentation of the concept behind a new approach, *J. Mater. Sci. Technol.*, 1999, vol. 15, no. 3, p. 193.
- Lu, K., Nanocrystalline metals crystallized from amorphous solids: nanocrystallization, structure, and properties, *Mater. Sci. Eng. R: Reports*, 1996, vol. 16, no. 4, p. 161.
- Lang, F.C., Xing, Y.M., Zhu, J. and Zhao, Y.R., Study of the mechanical properties of a nanostructured surface layer on 316L stainless steel, *Adv. Mater. Sci. Eng.*, vol. 2016, art. ID 7517616. <https://doi.org/10.1155/2016/7517616>
- Tao, N.R., Wang, Z.B., Tong, W.P., Sui, M.L., et al., An investigation of surface nanocrystallization mechanism in Fe induced by surface mechanical attrition treatment, *Acta Mater.*, 2002, vol. 50, № 18, p. 4603. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(02\)00310-5](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00310-5)
- Wang, Z.B., Lu, J. and Lu, K., Chromizing behaviors of a low carbon steel processed by means of surface mechanical attrition treatment, *Acta Mater.*, 2005, vol. 53, no. 7, p. 2081.
- Li, D., Chen, H.N. and Xu, H., The effect of nanostructured surface layer on the fatigue behaviors of a carbon steel, *Appl. Surf. Sci.*, 2009, vol. 255, no. 6, p. 3811.
- Dogan, H., Findik, F. and Morgul, O., Friction and wear behaviour of implanted AISI 316L SS and comparison with a substrate, *Mater. Design*, 2002, vol. 23, p. 605. [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(02\)00066-3](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(02)00066-3)
- Mordyuk, B.N., Prokopenko, G.I., Vasylyev, M.A. and Iefimov, M.O., Effect of structure evolution induced by ultrasonic peening on the corrosion behavior of AISI-321 stainless steel, *MSEA*, 2007, vol. 458, p. 253. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.049>
- Liu, G., Lu, J. and Lu, K., Surface nanocrystallization of 316L stainless steel induced by ultrasonic shot peening, *MSEA*, 2000, vol. 286, p. 91.
- Liu, G., Wang, S.C., Lou, X.F., Lu, J., et al., Low carbon steel with nanostructured surface layer induced by high-energy shot peening, *Scripta Mater.*, 2001, vol. 44, nos. 8–9, p. 1791.
- Yong-jin, Mai, Xiao-hua, Jie, Li-li, Liu, Neng, Yu, et al., Thermal stability of nanocrystalline layers fabricated by surface nanocrystallization, *Appl. Surf. Sci.*, 2010, vol. 256, p. 1972.
- Zheng, G.Y., Luo, X., Yang, Y.Q., Kou, Z.D., et al., The gradient structure in the surface layer of an Al-Zn-Mg-Cu alloy subjected to sliding friction treatment, *Res. Phys.*, 2019, vol. 13, art. ID 102318. <https://doi.org/10.1016/j.rinp.2019.102318>
- Saito, Y., Tsuji, N., Utsunomiya, H., Sakai, T., et al., Ultra-fine grained bulk aluminum produced by accumulative roll-bonding (ARB) process, *Scripta Mater.*, 1998, 39, 1221. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(98\)00302-9](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(98)00302-9)
- Languillaume, J., Chmelik, F., Kapelski, G., Bordeaux, F., et al., Structure stability of AA3003

- alloy with ultrafine grain size, *Acta Metall. Mater.*, 1993, vol. 41, p. 2953.
16. Боярская, Ю.С., Грабко, Д.З., Кац, М.С., *Физика процессов микроинdentирования*, Кишинев: «Штиинца», 1986. 264 с.
 17. Grabco, D., Shikimaka, O. and Harea, E., Translation-rotation plasticity as basic mechanism of plastic deformation in macro-, micro- and nanoindentation processes, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 2008, vol. 41, art. ID 074016. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/41/7/074016>
 18. Grabco, D. and Leu, D., Deformation mechanism as a function of applied load under metal microindentation, *MSEA*, 2010, vol. 527, p. 6987. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.07.034>
 19. Grabco, D., Dislocation-disclination mechanism of deformation under microindentation, *Mold. J. Phys. Sci.*, 2002, vol. 1, no. 3, p. 94.
 20. Грабко, Д.З., Лавровская, Н.А., Мединская, М.И., Закономерности деформирования и разрушения при локальном нагружении ионных кристаллов, *Латв. физ.-техн. журнал*, 1991, № 5, с. 72.
 21. Grabco, D., Pushcash, B., Dyntu, M. and Shikimaka, O., Thermal evolution of deformation zones around microindentation in different types of crystals, *Phil. Mag. A*, 2002, vol. 82, no. 10, p. 2207.
 22. Боярская, Ю.С., Вальковская, М.И., *Микро-твердость*, Кишинев: «Штиинца», 1981. 66 с.
 23. Grabco, D., Shikimaka, O., Pyrtsac, C., Barbos, Z., et al., Nano- and micromechanical parameters of AISI 316L steel, *Surf. Eng. Appl. Electrochem.*, 2020, vol. 56, no. 6, p. 719. <https://doi.org/10.3103/S1068375520060071>
 24. Yang, Q., Hu, Y. and Zuo, J.-M., The dislocation structure of slip bands in deformed high entropy alloy nanopillars, *JMS&T*, 2021, vol. 95, p. 136. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.02.063>
 25. Bourdin, F., Stinville, J.- C., Echlin, M.P., Gallahan, P.G., et al., Measurement of plastic localization by heaviside-digital image correlation, *Acta Mater.*, 2018, vol. 157, no. 6, p. 307. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.07.013>

Summary

A nano- and microstructured surface layer (NMSSL) was created on an AISI 316L stainless steel sample by impact loading. As a result of the impacts, a change in the microstructure of the test sample was observed: a decrease in the size of the grains, an increase in their misorientation, the appearance of slip bands inside the grains, the appearance of rounded shapes of different sizes (0,1–15 μm) and with different densities on the surface of the sample. Moreover, these nanomicrocrystalline grains had random crystallographic orientation. The microhardness of the deformed surface was assessed using the Vickers and Berkovich methods. The hardness imprints had an approximately equiaxial shape, but the sides of the imprints were often distorted. The microhardness on the impact-deformed surface ranged as $H = 2.7\text{--}4.2$ GPa depending on the number of impacts, increasing with their growth and decreasing with the distance from the impact surface. The microhardness of the undeformed sample was 2.0 GPa. The main patterns of formation of the deformed layer depending on the number of impacts have been revealed.

Keywords: AISI 316L stainless steel, impact load, deformed layer, microstructure, microhardness