

Нано- и микромеханические параметры стали AISI 316L

*Д. Грабко^а, О. Шикимака^а, К. Пырцак^а, З. Барбос^а, М. Попа^а, А. Присакару^а,
Д. Вилотич^б, М. Вилотич^б, *С. Александров^с

^аИнститут прикладной физики, г. Кишинев, MD-2028, Молдова, *e-mail: grabco@mail.ru

^бНови-Садский университет, г. Нови-Сад, Сербия, **e-mail: marko.vilotic@gmail.com

^сИнститут проблем механики Российской Академии наук, г. Москва, 119526, Россия,

***e-mail: sergei_alexandrov@yahoo.com

Поступила 07.11.2019

После доработки 04.12.2019

Принята к публикации 04.12.2019

Изучены механические параметры нержавеющей стали AISI 316L при нано- и микроиндентировании, такие как нанотвердость (H_{NI}), микротвердость (H_{MI}), модуль Юнга (E), индексы пластичности (H/E) и сопротивления (H^3/E^2), релаксационные параметры h_s , h_{res} , h_{e-p} и их зависимости от величины нагрузки P , приложенной к индентору. Показано, что в интервале микроиндентирования ($P = 100\text{--}500$ мН) твердость незначительно уменьшается с ростом нагрузки, а в области наноиндентирования ($P < 100$ мН) существенно возрастает с уменьшением P , демонстрируя размерный эффект (Indentation Size Effect). В результате изучения специфики внедрения индентора были установлены основные особенности процесса деформации, подтверждено участие различных механизмов пластической деформации при индентировании стали AISI 316L (внутризеренный, межзеренный и ротационный) и предложена физическая интерпретация наблюдаемых закономерностей. Полученные результаты имеют большое значение для практики, поскольку соединение AISI 316L принадлежит к числу медицинских сталей, применяемых в качестве имплантов (в стоматологии, костной имплантологии, биотехнологии).

Ключевые слова: сталь AISI 316L, нано- и микроиндентирование, твердость, модуль Юнга, индексы пластичности и сопротивления, релаксационные параметры, механизмы пластической деформации

УДК 538.9:538.951

DOI: 10.5281/zenodo.3640700

ВВЕДЕНИЕ

Одной из основных задач изучения материалов является исследование механических свойств и оценка их связи с кристаллической структурой. Механические свойства характеризуют способность материала противостоять деформации и разрушению [1–5]. Механические свойства – упругость, твердость, пластичность, вязкость, сопротивление усталости и скольжению и др. – в большинстве случаев являются основой для выбора подходящего для практического применения материала [6–10]. Знание механических свойств важно как для строителей, так и для технологов. Для металлов, которые используются как строительные материалы, эти свойства являются определяющими [11–13].

Большое влияние на изменение прочностных свойств материала оказывает величина приложенной нагрузки. В частности, зависимость микротвердости от величины нагрузки долгое время находится в центре внимания исследователей, начиная с выявления несоответствия между значениями макротвердости и микротвердости (позже и нанотвердости) для одного и того же материала, измеренными в аналогичных условиях [1, 6, 7, 14]. Например, на металлах, ионных и

ковалентных кристаллах кривые «твердость–нагрузка» показывают, как правило, две разные стадии деформации, где увеличение величины приложенной нагрузки приводит к уменьшению микротвердости [14–16]. Более сложный вид демонстрируют многокомпонентные полупроводники керамики и стекла [17–19]. Для сплавов железа было выяснено, что зависимость твердости от нагрузки, определяемая квазистатическим методом Виккерса, $H_v = f(P)$, является немонотонной, когда значение нагрузки изменяется в диапазоне $P = 200\text{--}3000$ мН. С дальнейшим ростом нагрузки твердость уменьшается [20]. Однако общие законы этого влияния на металлы не были окончательно доработаны. Во многом это связано с наличием довольно большого числа факторов, таких как химический состав, тип кристаллической структуры, способ деформирования, величина приложенной нагрузки, скорость и температура приложения нагрузки и др., которые вносят независимый или общий с другими факторами вклад в конечное значение микротвердости.

Принимая во внимание вышеупомянутое, настоящая статья посвящена изучению влияния величины нагрузки P , приложенной к индентору, на изменение механических свойств образцов из

Химический состав нержавеющей стали AISI 316L

Элемент	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu	Fe
Состав, %	0,019	1,74	0,017	0,001	0,5	17,38	14,24	2,85	0,062	0,1	63,09

нержавеющей стали AISI 316L, подвергаемых действию концентрированной нагрузки (наноиндентирование и микроиндентирование). Интерес к этому материалу состоит в том, что соединение AISI 316L принадлежит к числу так называемых медицинских сталей, применяемых в качестве имплантов различного назначения (в стоматологии, костной имплантологии и биотехнологии), а также в фармацевтической сфере и для изготовления различных медицинских инструментов. Мы не говорим уже о широком применении нержавеющей стали AISI 316L в металлургической, пищевой, химической, судостроительной промышленности и других областях экономики.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследуемые образцы нержавеющей стали AISI 316L представляли собой шайбы размером (15×15×5) мм. Химический состав стали показан в таблице.

Изучение нано- (интервал нагрузок $P = 10\text{--}100$ мН) и микротвердости (интервал нагрузок $P > 100$ мН) проводили методом инструментального (глубинно-чувствительного) индентирования на приборе Nanotester-PMT-NI-02, оснащенный индентором Берковича, при шести максимальных нагрузках на индентор ($P_{max} = 10, 50, 100, 200, 300$ и 500 мН). Применение метода глубинно-чувствительного индентирования обусловлено, с одной стороны, более высокой точностью проводимых измерений по сравнению с методом квазистатического индентирования с помощью микротвердомера ПМТ-3. С другой стороны, квазистатическое индентирование изучает процесс *post-factum*, после удаления нагрузки, в то время как инструментальное индентирование исследует процесс внедрения и снятия нагрузки в динамике, позволяя тем самым наряду с оценкой твердости определять много других параметров прочности и пластичности, таких как модуль Юнга E , вязкость разрушения K_{Ic} , макроскопический предел текучести σ , энергия активации W_a , активационный объем γ , соотношение между упругой и пластической деформацией h_e и h_p , а также еще много других механических характеристик. Благодаря этому глубинно-чувствительное индентирование стало одним из основных методов тестирования механических свойств материалов от сверхтвердых до сверхмягких в широком интервале нагрузок макро-, микро-, нано- и даже пикоиндентирования [7, 21].

Для испытания стали AISI 316L в нашей работе использовался интервал нано- и микронагрузок. При тестировании выполнялись следующие этапы:

- процесс «нагрузка-разгрузка» для шести максимальных нагрузок по следующей схеме: нагрузка – 20 с, выдержка при максимальной нагрузке (P_{max}) – 30 с, разгрузка – 20 с. Для каждой нагрузки наносилось по пять отпечатков. Результаты вычислялись как среднее значение пяти испытаний;

- затем строились следующие зависимости: кривые «нагрузка-глубина отпечатка», $P(h)$; «модуль Юнга-нагрузка», $E(P)$; «твердость-нагрузка», $H(P)$. На основании анализа кривых индентирования и изучения морфологии деформированных зон вокруг отпечатков были оценены основные параметры упругости, пластичности и прочности;

- вычисления проводились по широко применяемому в науке методу Оливера-Фарра [22]. Все вычисления выполнялись автоматизированно с помощью программного обеспечения прибора.

Величина нано- и микротвердости (H) вычислялась в соответствии с формулой:

$$H = P_{max} / A, \quad (1)$$

где P_{max} – максимальная нагрузка на индентор Берковича; A – площадь проекции отпечатка. Значение величины A не измеряется напрямую, а оценивается по глубине контакта индентора с образцом (h_c). Модуль Юнга (E) определялся согласно формуле:

$$\frac{1}{E_r} = \frac{(1-\nu^2)}{E} + \frac{(1-\nu_i^2)}{E_i}. \quad (2)$$

Здесь E_r – приведенный модуль упругости (модуль Юнга), который определяется из формулы (2), E и ν – соответственно модуль упругости и коэффициент Пуассона образца, E_i и ν_i – те же коэффициенты для индентора.

Исследование деформированной области вокруг отпечатков индентора различными физическими методами (оптическая микроскопия, атомно-силовая микроскопия, селективная химическая обработка) является важным инструментом для определения механизма деформирования материалов и прогнозирования их характеристик при эксплуатации. Для этого микроструктура поверхности образцов и рельеф зоны в окрестности отпечатков твердости исследу-

довались методами оптической и атомно-силовой микроскопии на приборах Amplival и XJL-101 с цифровым мониторингом, микроинтерферометре МИИ-4 и атомно-силовом микроскопе AFM Nanostation II. Селективная химическая обработка проводилась в растворе состава: 2,5 мл HCl+1 мл глицерина+0,5 мл HNO₃, время травления 40 с.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ОБСУЖДЕНИЕ

Влияние величины нагрузки применительно к нержавеющей стали AISI 316L

Методом селективного химического травления была выявлена микроструктура поверхности исследуемых образцов (рис. 1). Из рисунка видно, что исследуемая сталь AISI 316L представляет собой поликристаллический металл аустенитного типа с размером зерен в пределах 2–50 мкм. В центре снимков видны отпечатки, нанесенные при разных нагрузках. Отчетливо видно, что при $P = 20$ мН отпечаток располагается в пределах одного зерна, тогда как при $P = 200$ мН отпечаток занимает несколько зерен. Этот факт приводит к изменению механизма деформирования стали, что будет подтверждено дальнейшими исследованиями.

Вначале проследим за влиянием приложенной нагрузки на величину нанотвердости (H_{NI}) ($P < 100$ мН) и микротвердости (H_{MI}) ($P > 100$ мН), а также на величину модуля Юнга (E) исследуемой стали. Зависимости $H(P)$ и $E(P)$ показаны на рис. 2. Как следует из рис. 2а, сталь AISI 316L обладает высокой твердостью, $H_{MI} = 3,4$ ГПа, примерно в 1,7 раза больше, чем сталь Ст1 и простые железные сплавы. Возрастание значения H_{NI} до 4,45 ГПа, известное как размерный эффект при индентировании (Indentation Size Effect), было отмечено в области наноагрузок при $P < 100$ мН. В этом же интервале нагрузок было установлено незначительное уменьшение модуля Юнга (рис. 2б). Известно, что модуль Юнга – это физическая величина, которая характеризует способность материала сопротивляться растяжению или сжатию при упругой деформации. Поэтому следует отметить, что в отличие от области микроиндентирования, где модуль Юнга меняется синхронно с изменением микротвердости, в области наноиндентирования изменение модуля с уменьшением нагрузки происходит противоположно изменению нанотвердости. То есть возрастание прочностных свойств (H_{NI}) при размерном эффекте сопровождается уменьшением упругих

(E) и соответственно увеличением пластических свойств.

Отметим, что размерный эффект при индентировании (ISE) проявляется в изменении твердости при уменьшении глубины проникновения индентора и становится заметным на глубине менее чем приблизительно 1 мкм [23]. Известны четыре типа поведения материалов при уменьшении нагрузки [18]: 1 – твердость не изменяется с уменьшением нагрузки, соответственно с уменьшением глубины вдавливания; 2 – твердость изменяется волнообразно; 3 – твердость уменьшается с уменьшением нагрузки и называется обратным ISE и, наконец, 4 – твердость увеличивается с уменьшением нагрузки. Последний тип носит название прямой ISE. Как видно из рис. 1а, для стали AISI 316L характерен прямой размерный эффект.

Результаты различных работ [24–26] указывают на то, что в диапазоне $h < 1$ мкм решающий вклад в прямой размерный эффект вносят такие факторы, как: средний размер гранул в поликристаллических образцах, размер дислокационных ячеек, объем деформированной области. Наряду с этим в процесс деформации могут вовлекаться и другие факторы, такие как размер контактной поверхности (индентор-образец) под локальной нагрузкой, шероховатость деформируемой поверхности, активация деформации из-за движения точечных дефектов и др.

Диаграммы «напряжение-разгрузка» $P(h)$ приведены на рис. 3 для различных значений максимальной нагрузки $P_{max} = (10–500)$ мН. Как следует из приведенных диаграмм, процесс внедрения индентора протекает плавно, без скачков, на них отсутствуют pop-in и pop-out эффекты (резкие ступеньки на кривых $P(h)$), которые могут быть вызваны различными быстро протекающими процессами деформации и разрушения: внезапное множественное зарождение дислокаций, образование трещин, фазовое превращение, аморфизация, уплотнение и др.).

Это указывает на то, что пластическая деформация при формировании отпечатка на изучаемой стали происходит синхронно с нарастанием нагрузки на стадии нагружения и уменьшением нагрузки на стадии удаления индентора. Благодаря этому, наряду с высокими значениями твердости, исследуемая сталь AISI 316L продемонстрировала во всем интервале использованных нагрузок и довольно высокую пластичность: отсутствие трещин вокруг отпечатков (см. рис. 1) и уменьшение глубины отпечатков примерно на 10–15% при восстановлении отпечатка индентора после

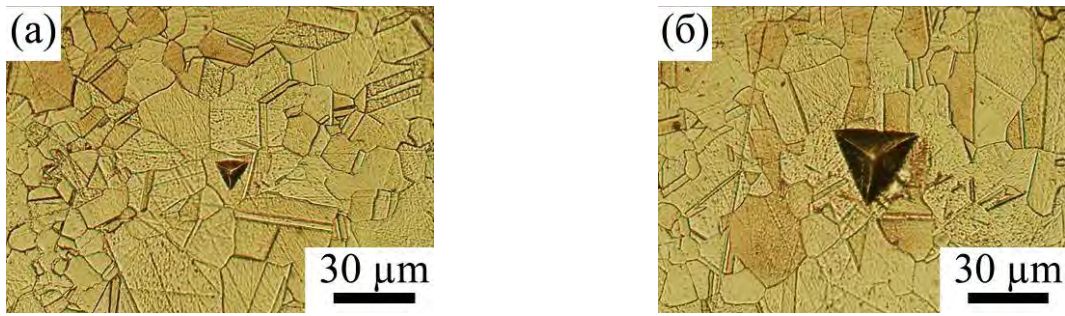


Рис. 1. Вид микроструктуры поверхности стали AISI 316L после химического травления; в центре снимков отпечатки, нанесенные при разных нагрузках P , мН: (а) – 20; (б) – 200.

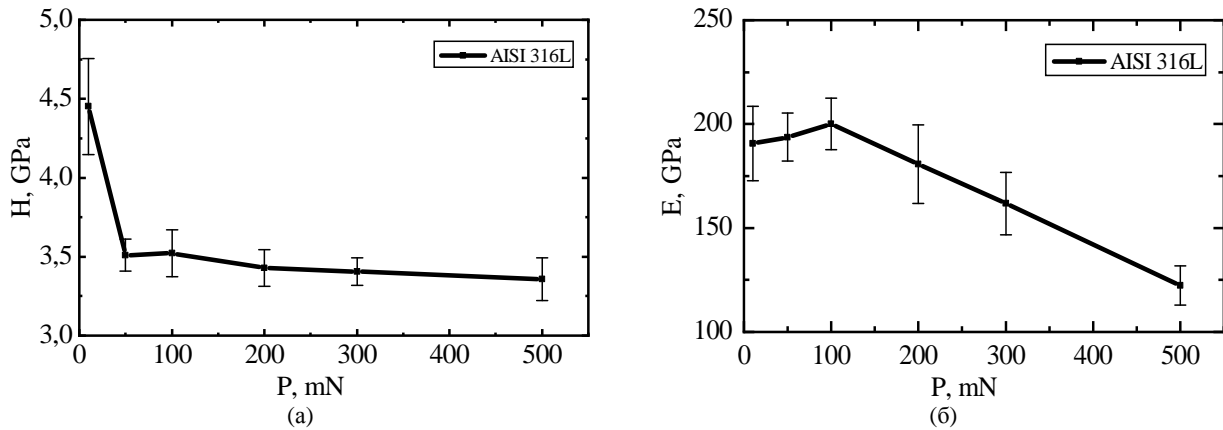


Рис. 2. Изменение величины нанотвердости (H_{NI}), микротвердости (H_{MI}) и модуля Юнга (E) стали AISI 316L с увеличением приложенной нагрузки на индентор.

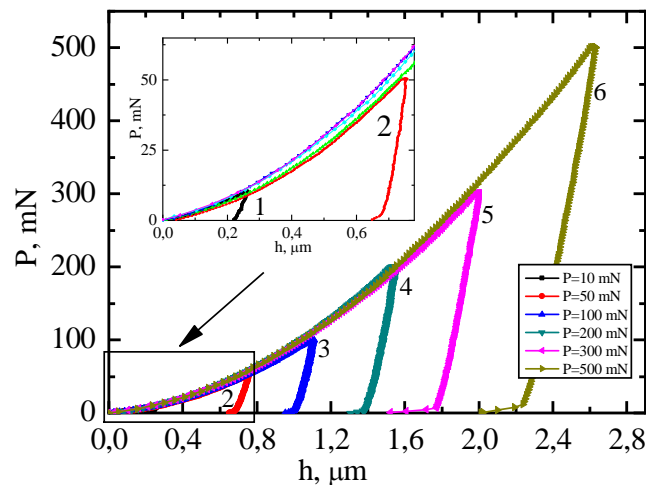


Рис. 3. Диаграммы «нагружение-разгрузка» $P(h)$ приведены для различных значений максимальной нагрузки $P_{max} = (10-500)$ мН. Кривые P , мН: 1 – 10; 2 – 50; 3 – 100; 4 – 200; 5 – 300; 6 – 500.

снятия нагрузки (рис. 3). Сочетание высокой твердости с высокой пластичностью является очень важным и полезным свойством для практического применения данного материала в качестве имплантов в стоматологии и хирургии.

Исследования на атомно-силовом микроскопе (АСМ) (рис. 4) позволили получить дополнительную информацию относительно механизма пластического деформирования стали при изменении величины нагрузки, прилагаемой к индентору. Анализ эволюции микроструктуры поверхности вблизи и внутри отпечатков твердости, нанесенных на сталь AISI 316L при различных максимальных нагрузках ($P_{max} = 10$,

50, 100, 200 и 500 мН), выявил участие различных механизмов пластической деформации в процессе индентирования, постепенный переход от *внутризеренного* механизма деформации (рис. 4а–е) к *межзеренному* и *ротационному* (рис. 4ж–п) [27–30].

Рассмотрим вопрос более детально. Из рис. 4 видно, что как размер отпечатков, так и деформированная зона вокруг них увеличиваются с ростом нагрузки. При нагрузке 10 мН размер отпечатка равен около 3,5 мкм (рис. 4а), в то время как при нагрузке 500 мН он достигает 25 мкм (рис. 4н). Поскольку величина зерен в исследуемой стали колеблется в пределах

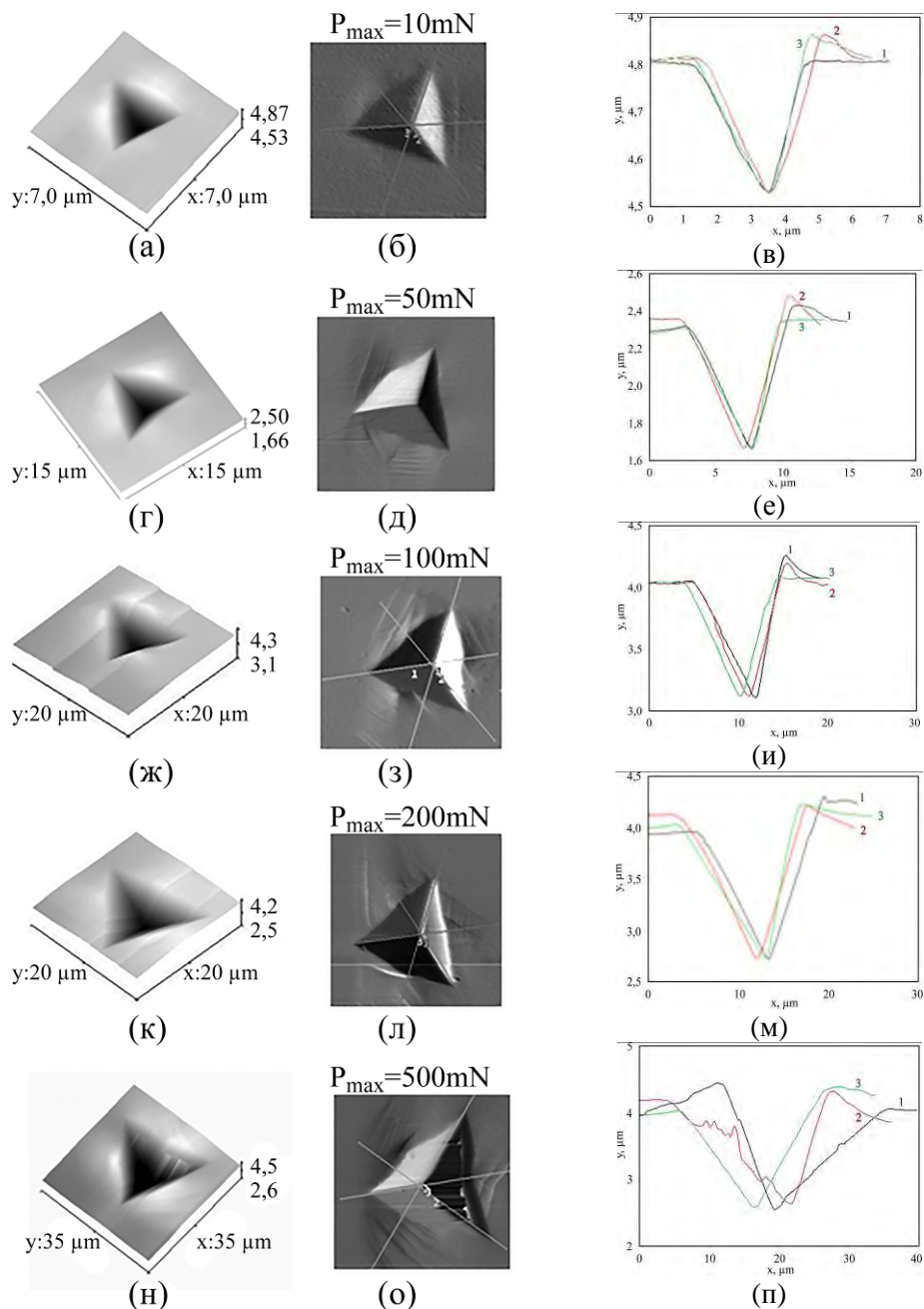


Рис. 4. Эволюция микроструктуры поверхности вблизи и внутри отпечатков, нанесенных на сталь AISI 316L при нагрузках P_{\max} , мН : 10–500 (горизонтальные ряды); вертикальные колонки: левая – 3D изображения отпечатков, центральная – 2D изображения отпечатков, правая – изображения профилей отпечатков.

2–50 мкм (см. рис. 1), то при небольших нагрузках отпечатки и деформированные зоны вокруг них могут занимать объем одного зерна (см. рис. 1а). При этом деформация проявляется аналогично деформации в монокристалле и протекает по обычному дислокационному (трансляционному) механизму, *внутризеренному*. На рис. 4а–в видны характерные черты внутризеренного механизма: стороны отпечатка индентора, нанесенного при 10 мН, являются гладкими, две из которых слегка выпуклые, а третья ограничена прямой линией. Поверхность вокруг отпечатка равномерно приподнята, образует холмики у двух сторон отпечатка индентора, а у третьей стороны рельеф

остается неизменным. Аналогичный рельеф наблюдается и вокруг отпечатка при $P = 50$ мН (рис. 4г–е). Эти результаты подтверждают предпочтение механизма внутризеренного дислокационного скольжения.

Совершенно иная картина обнаруживается, когда отпечатки индентора создаются при более высоких нагрузках – 100, 200 и 500 мН (рис. 4ж–п). Переход к большим нагрузкам сопровождается существенным изменением рельефа поверхности в окрестности отпечатков, а деформированные зоны распространяются до объема нескольких зерен. Это становится очевидным, когда поверхность образца подвергается химической обработке.

Так, на рис. 1б видно, что отпечаток занимает область нескольких зерен. Форма отпечатков изменяется, стороны становятся выпукло-вогнутыми, а на поверхности вокруг отпечатков создаются полосы скольжения, ориентированные в различных направлениях. Эффект обусловлен, с одной стороны, процессами скольжения внутри зерен, которые по-разному ориентированы в зоне отпечатков, с другой – происходят взаимодействие межзеренных дислокаций и вращение зерна. В этом случае имеет место *межзеренный* механизм деформирования с подключением *ротационной* пластичности [20, 28].

Релаксационные процессы при нано- и микроиндентировании

Помимо анализируемых свойств большой практический интерес представляют также параметры релаксации, которые выявляются при анализе кривых $P(h)$ на стадии разгрузки [7, 16] (рис. 5).

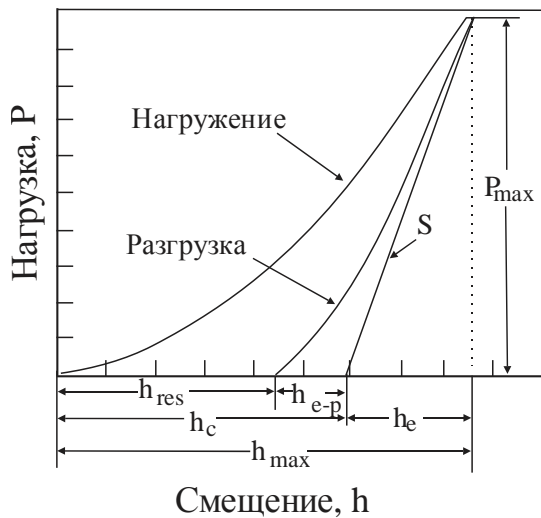


Рис. 5. Типичная диаграмма «нагрузка-разгрузка» $P(h)$; распределение максимальной глубины (h_{max}) индентора по четырем компонентам (h_c , h_s , h_{res} , h_{e-p}) во время разгрузки.

Этими параметрами являются: h_c – глубина контакта индентора-образца при приложении максимальной нагрузки; h_s – глубина упругого прогиба поверхности образца при приложении максимальной нагрузки; h_{e-p} – составная часть отпечатка индентора, которая упругопластически восстанавливается после полной разгрузки индентора; h_{res} – остаточная глубина отпечатка после полной разгрузки индентора.

Таким образом, как показывают представленные результаты (см. рис. 4), влияние локальной нагрузки на динамику индентирования представляет собой многоуровневый процесс, включающий в себя в зависимости от значения нагрузки P_{max} различные механизмы деформации, начиная от упругих, упруго-

пластических, высокоэластических, высокоэластических, иногда хрупко-пластических вплоть до достижения определенной заданной максимальной нагрузки.

На протяжении всего периода формирования отпечатка процесс деформации сопровождается другим обратным синхронным процессом, который приводит к релаксации дефектной структуры, образовавшейся в материале под действием нагрузки. В результате появления дефектной структуры внутренняя энергия в области деформации резко возрастает, поэтому атомная структура материала уже с самого начала углубления индентора постоянно перестраивается, чтобы минимизировать внутреннюю энергию тела.

Однако деформация материала на этом не заканчивается. Дефектная структура начинает релаксировать еще более интенсивно после достижения максимальной нагрузки P_{max} и далее вплоть до полного снятия нагрузки, что приводит к восстановлению глубины отпечатка (кривая $P(h)$ на стадии разгрузки). После полного удаления индентора из образца дефектная структура продолжает восстанавливаться, но замедляется с течением времени. Для разных материалов доля упругой и упруго-пластической деформации является различной в зависимости от величины максимальной приложенной нагрузки. Анализ кривой $P(h)$ позволяет оценить параметры релаксации и, таким образом, определить вклад упругой и пластической деформации в массоперенос при формировании отпечатка.

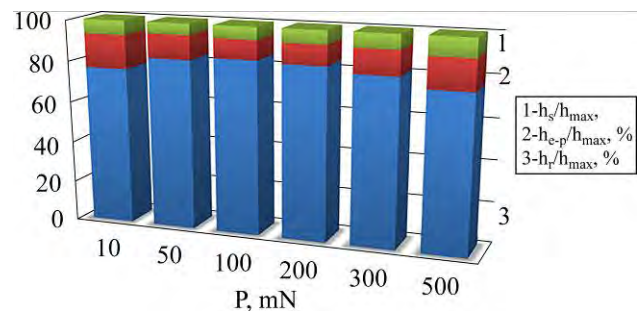


Рис. 6. Относительное распределение релаксационных параметров h_s/h_{max} (1), h_{e-p}/h_{max} (2) и h_{res}/h_{max} (3) стали AISI 316L в соответствии со значением приложенной нагрузки.

На рис. 6 показаны параметры, характеризующие величину упругого прогиба поверхности образца стали AISI 316L при приложении максимальной нагрузки h_s , упруго-пластического восстановления отпечатка h_{e-p} и остаточной пластической деформации h_{res} , в зависимости от величины приложенной нагрузки. Как показано на представленной диаграмме, процесс релаксации в стали AISI 316L происходит неравномерно в зависимости от

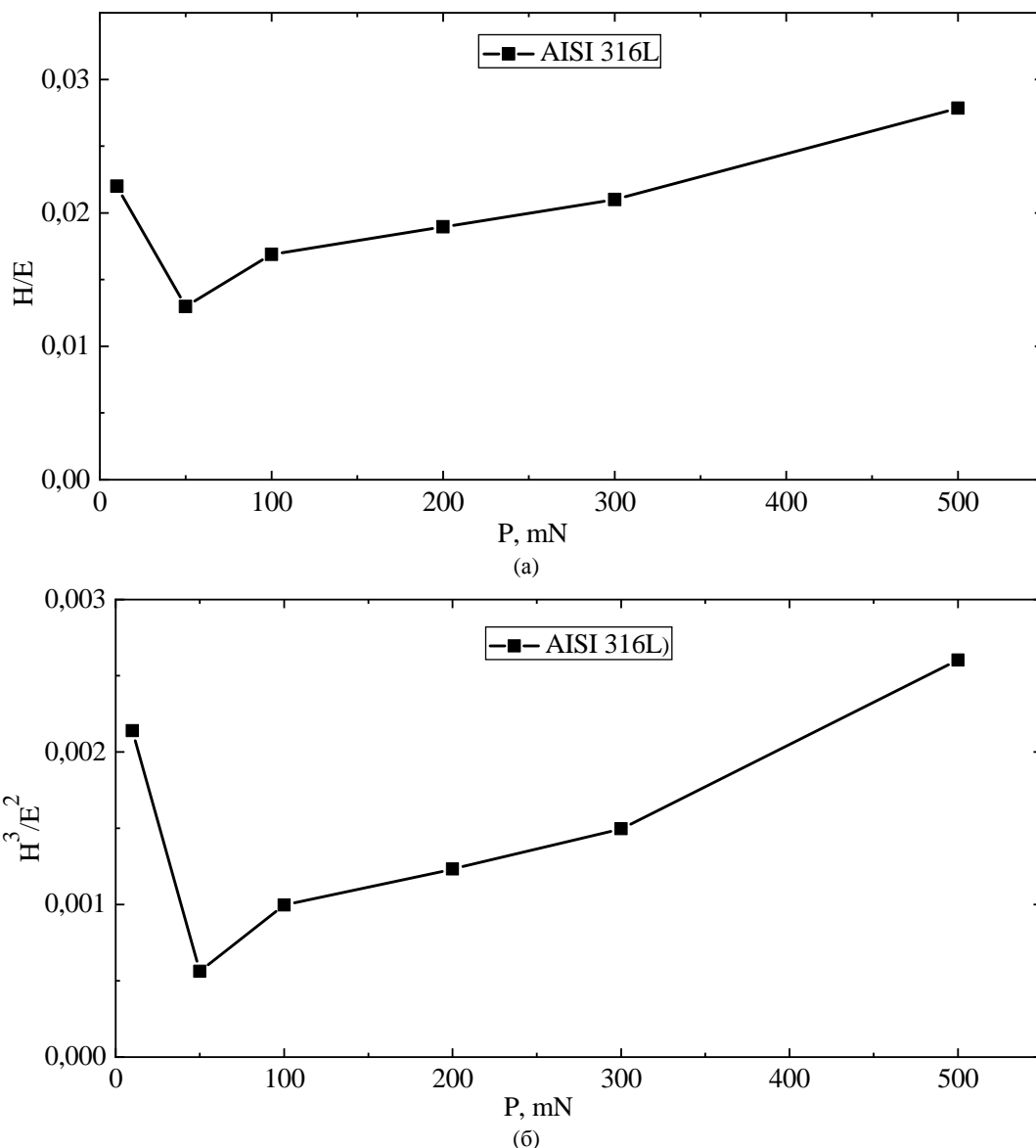


Рис. 7. Изменение индекса пластичности (H/E) и индекса сопротивления (H^3/E^2) стали AISI 316L в зависимости от нагрузки, приложенной к индентору.

величины приложенной нагрузки. Упругий прогиб области образца вокруг отпечатка (h_s/h_{\max}) постепенно увеличивается с возрастанием нагрузки.

Однако максимальное упругопластическое восстановление отпечатка (h_{e-p}/h_{\max}) наблюдается при нагрузках 10 и 500 мН, а при средних нагрузках 100 и 200 мН – минимальное значение. Изменение параметра (h_{res}/h_{\max}) зависит от поведения двух предыдущих параметров, демонстрируя самое низкое значение при нагрузках 10 и 500 мН, при средних же нагрузках остаточная глубина становится выше. Представляется, что такой характер распределения релаксационных параметров вызван различной ответной реакцией стали на процесс индентирования. Большая величина параметра h_{e-p}/h_{\max} при нагрузке 10 мН определяется высокой долей упругого восстановления отпечатка при малых глубинах

отпечатка. По мере увеличения глубины отпечатка упругое восстановление уменьшается, что приводит к уменьшению данного параметра при $P_{\max} = 50$ мН. Однако при увеличении P_{\max} под отпечатком происходит накопление внутренней энергии за счет усложнения структуры деформированной зоны, которая релаксирует при снятии нагрузки. Степень релаксации тем выше, чем выше P_{\max} , что и вызывает увеличение параметра h_{e-p}/h_{\max} с ростом нагрузки.

Далее проанализируем изменение других параметров пластичности и сопротивления, которые также расширяют информацию о механическом поведении материалов, когда они подвергаются внешним воздействиям. Индексы пластичности (H/E) и сопротивления (H^3/E^2) являются важными механическими характеристиками, которые определяют пластичность и

долговечность изделий в зависимости от величины внешних нагрузок, которым они подвергаются во время эксплуатации [31, 32].

Изменение параметров H/E и H^3/E^2 в зависимости от значения нагрузки, применяемой в нашем случае, представлено далее. Из рис. 7 следует, что оба параметра демонстрируют минимальную величину при $P_{\max} = 50$ мН. Однако при более высоких нагрузках значения H/E и H^3/E^2 постепенно увеличиваются. Характер изменения параметров H/E и H^3/E^2 обусловлен теми же причинами, что и в случае поведения релаксационных параметров с изменением P_{\max} , которые вызывают закономерную эволюцию деформированной области в зоне контакта «индентор-образец», изменяя при этом параметры прочности и пластичности.

Как известно, эти параметры имеют большое значение для оценки прочности хрупких и износостойких материалов: чем выше эти параметры, тем выше пластичность материала и его износостойкость. Увеличение параметров H/E и H^3/E^2 при нагрузках $P_{\max} > 50$ мН, обусловленное возрастанием пластического сопротивления материала за счет усложнения структуры деформированной зоны (возрастание плотности дислокаций, активизация межзеренных дислокаций, перенос деформации через границы зерен, уплотнение материала), открывает новые способы для управления прочностными свойствами стали AISI 316L в целях ее практического применения в качестве «строительного» материала (импланты различного назначения) в сфере медицины.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной статье было исследовано влияние нагрузки P на изменение твердости, модуля Юнга и микроструктуры в окрестности отпечатков образцов нержавеющей стали AISI 316L, подвергаемых концентрированной нагрузке, а именно вдавливаю индентора. Было показано, что в интервале нагрузок микроиндентирования ($P > 100$ мН) твердость незначительно уменьшается с ростом нагрузки, а в области наноиндентирования ($P < 100$ мН) твердость существенно возрастает с уменьшением P , демонстрируя размерный эффект (Indentation Size Effect). В результате изучения специфики внедрения индентора были установлены основные особенности процесса деформации, подтверждено участие различных механизмов пластической деформации в процессе индентирования стали AISI 316L (внутризеренный, межзеренный и ротационный) и была предложена физическая интерпретация

наблюдаемых закономерностей. Проведенные исследования продемонстрировали тесную взаимосвязь параметров прочности и пластичности и их зависимость от приложенной нагрузки. Показано, что изменение прочностных параметров под влиянием внешней нагрузки может быть одним из способов управления механическими свойствами материалов с целью расширения сферы их практического использования.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Данная работа проводилась в рамках совместного проекта ERA.Net RusPlus (RUS_ST2017-359), поддерживаемого грантами РФФИ-18-51-76001 (Россия), 359 (Министерство образования, науки и технического развития, Сербия) и 18.80013.16.02.01 / ERA.Net (Молдова).

БЛАГОДАРНОСТЬ

Авторы благодарны д-ру Тудору Браниште (Национальный центр изучения материалов и испытаний, Технический университет Молдовы) за измерения на атомно-силовом микроскопе (АСМ).

ЛИТЕРАТУРА

1. Григорович В.К. *Твердость и микротвердость металлов*. М.: Наука, 1976. 232 с.
2. Головин Ю.И. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2009, **75**(1), 45–59.
3. Дуб С.Н., Новиков Н.В. *Сверхтвердые материалы*. 2004, (6), 16–33.
4. Tam Enrico, Petrzhik Mikhail, Shtansky Dmitry, Delplancke-Ogletree Marie-Paule. *J Mater Sci Technol*. 2009, **25**(1), 63–68.
5. Мощенок В.И. *Новые методы определения твердости материалов*. Харьков: ХНАДУ, 2012. 324 с.
6. Боярская Ю.С., Грабко Д.З., Кац М.С. *Физика процессов микроиндентирования*. Кишинев: Штиинца, 1986. 294 с.
7. Головин Ю.И. *Введение в нанотехнику*. М.: Машиностроение, 2007. 496 с.
8. Schun Christopher A. *Mater today*. 2006, **9**(5), 32–40.
9. Bharat Bhushan, Xiaodong Li. *Int Mater Rev*. 2003, **48**(3), 125–164.
10. Mark R. VanLandingham. *J Res Natl Inst Stan*. 2003, **108**(4), 249–265.
11. Федорова Д.К., Иволга Д.В., Алексеев В.П., Балякин А.В. *Известия Самарского научного центра Российской Академии наук*. 2016, **18**(4), 1186–1190.
12. Kožuh S., Gojić M., Kosec L. *Kovove Mater*. 2009, **47**, 253–262.

13. Triwiyanto Askar, Hussain Patthi, Che Ismail Mokhtar. *IOP Conf. Ser Mater Sci Eng*. 2013, **46**, 012043. doi:10.1088/1757-899X/46/1/012043.
14. Chaudhri M.M. În seria: *Dislocation in Solids*. Ed. F.R.N. Nabarro and J.P.Hirth . Elsevier. 2004, **12**, chapter 70, 449–550.
15. Грабко Д.З., Боярская Ю.С., Дынту М.П. *Механические свойства полуметаллов типа висмута*. Кишинев: Штиинца, 1982. 133 с.
16. Grabco D.Z., Pyrtsac K.M., Shikimaka O.A. *Surf Eng Appl Electrochem*. 2016, **52**(3), 233–241. doi 10.3103/S1068375516030066.
17. Grabco D.Z., Nicorici V.Z., Barbos Z.A., Topal D. et al. *Proceedings of ICNBE-2019*. Moldova. IFMBE Proceedings, Springer, 2019. p. 149–153. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-31866-6>
18. Güder H.S., Şahina E., Şahin O., Göçmez H. et al. Vickers and Knoop Indentation Microhardness Study of β -SiAlON Ceramic. *Acta Physica Polonica*. 2011, **120**(6), 1026–1033.
19. Kavetsky T., Borc J., Sangwal K., Tsmots V. *J Optoelectron Adv Mater*. 2010, **12**(10), 2082–2091.
20. Grabco D., Leu D. *Mater Sci Eng A*. 2010, **527**, 6987–6996. doi: 10.1016/msea.2010.07.034
21. *Springer handbook of nanotechnology*. Ed. B. Bhushan. Springer-Verlag, Berlin. 2007, 1916 p.
22. Oliver W.C., Pharr G.M. *J Mater Res*. 1992, **7**(6), 1564–1583.
23. Pharr George M., Herbert Erik G. and Gao Yanfei. *Annual Review of Materials Research*. 2010, **40**, 271–292.
24. Quinn J.B., Quinn G.D. *J Mater Sci*. 1997, **32**, 4331–4346.
25. Şahin O., Uzun O., Kölemen U., Uçar N. *Materials Characterization*. 2008, **59**, 427–434.
26. Durst Karsten, Backes Bjoörn, Franke Oliver, Goßen Mathias. *Acta Materialia*. 2006, **54**, 2547–2555.
27. Кайбышев О.А., Валиев Р.З. *Границы зерен и свойства металлов*. М.: Металлургия. 1987, 214 с.
28. Gutkin M.Yu., Ovid'ko I.A., Skiba N.V. *Acta Materialia*. 2003, **51**, 4059–4071.
29. Гуткин М.Ю., Овидько И.А., Скиба Н.В. *ФТТ*, 2005, **47**(9), 1602–1613.
30. Харина Е.Г., Полетаев Г.М., Ракитин Р.Ю., Мартынов А.Н. и др. *Известия Алтайского государственного университета. Физика*. 2010, (1–2), 192–195.
31. Leyland A. and Matthews A. *Wear*. 2000, **246**(1–2), 1–11.
32. Lind Liina, Peetsalu Priidu, Sergejev Fjodor. *Materials Science (Medžiagotyra)*. 2015, **21**(3), 343–348.

Summary

This work is devoted to the study of the mechanical parameters of AISI 316L stainless steel during nano- and microindentation, such as nanohardness (H_{NI}), microhardness (H_{MI}), Young's modulus (E), plasticity indices (H/E) and resistance (H^3/E^2), relaxation parameters h_s , h_{res} , h_{e-p} , and their dependence on the magnitude of the load P applied to the indenter. It was shown that in the microindentation interval ($P = 100\text{--}500$ mN), the hardness decreases slightly with load increasing, and in the nanoindentation region ($P < 100$ mN), the hardness increases significantly with P decreasing, demonstrating the Indentation Size Effect. As a result of studying the specifics of the indenter penetration, the main features of the deformation process were established, the participation of various mechanisms of plastic deformation in the indentation of AISI 316L steel (intragranular, intergranular, and rotational) was confirmed, and a physical interpretation of the observed patterns was proposed. The results obtained are of great importance for practice, since AISI 316L steel is one of the medical steels used for implants of various purposes (in dentistry, bone implantology, and biotechnology).

Keywords: AISI 316L steel, nano- and micro-indentation, hardness, Young's modulus, plasticity and resistance indices, relaxation parameters, plastic deformation mechanisms