

07,01

## Влияние комбинированной обработки поверхностного слоя на стойкость стали к удару

© С.А. Атрошенко<sup>1,2</sup>, Д.А. Геращенко<sup>3</sup>, А.В. Кузнецов<sup>4</sup>, Г.Г. Савенков<sup>4,5</sup> М.С. Смаковский<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Институт проблем машиноведения РАН,  
Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Санкт-Петербургский государственный университет,  
Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup> ЦНИИ КМ „Прометей“,  
Санкт-Петербург, Россия

<sup>4</sup> Машиностроительный завод „Армалит“,  
Санкт-Петербург, Россия

<sup>5</sup> Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет),  
Санкт-Петербург, Россия

E-mail: satroshe@mail.ru

Поступила в Редакцию 7 декабря 2023 г.

В окончательной редакции 7 декабря 2023 г.

Принята к публикации 25 декабря 2023 г.

Представлены результаты исследования влияния холодного газодинамического напыления с последующей лазерной обработкой образцов из углеродистой стали 20 и нержавеющей стали 08X18H10T на их динамическую (откольную) прочность в условиях ударного нагружения при скорости деформации  $10^5 \cdot \text{s}^{-1}$ . Исследовано влияние скорости удара на микроструктуру образцов и их откольную прочность. Показано, что динамическая (откольная) прочность обработанных лазером образцов после их газодинамического напыления мало изменилась по отношению к образцам без обработки. Исследована микроструктура испытанных образцов. Установлено, что внутри ферритных зерен углеродистой стали при ударном нагружении образуется большое количество мартенсита, а в аустенитных зернах аустенитной стали при ударе развивается интенсивное механическое двойникование, при этом наибольшее количество двойников наблюдается в образцах без лазерной обработки. В зоне откольной трещины обработанных образцов нержавеющей стали обнаружены области аморфизации и оплавления.

**Ключевые слова:** газодинамическое напыление, лазерная обработка, сталь, динамическая прочность, микроструктура, мартенсит, двойники.

DOI: 10.61011/FTT.2024.02.57248.269

### 1. Введение

В настоящее время для достижения высоких результатов в области создания материалов для изделий, работающих в экстремальных режимах, активно развивается направление, обеспечивающее функциональные свойства поверхности: так называемые 2D-материалы. Одним из методов, позволяющих получить такого рода материал, является метод холодного газодинамического напыления (ХГДН) [1,2]. Технология холодного напыления основана на эффекте образования прочного металлического слоя при набегании двухфазного сверхзвукового потока на нормально расположенную поверхность [3], при температуре частиц значительно ниже температуры их плавления. Метод ХГДН представляет исключительный интерес в силу низкой температуры обработки, что исключает наличие процессов, связанных с изменением химического или фазового состава. Это позволяет получать покрытия, полностью соответствующие исходным порошкам. Такие покрытия обладают достаточной толщиной, адгезионной прочностью и заданным стехиометрическим составом

для последующей термической обработки. Относительно низкая температура процесса переноса предотвращает деградацию состава или структуры исходных порошковых компонентов, а также материала металлической подложки.

Последующая обработка напыленного слоя с помощью лазерного луча является своеобразным лазерным легированием поверхностного слоя исходного материала, что приводит к целенаправленному формированию структуры [4].

В целом, комбинированная двухэтапная технология обеспечивает создание интерметаллидных композиционных покрытий и объемных аддитивных материалов с управляемым составом и структурой с использованием холодного газодинамического напыления прекурсорного покрытия и последующей термической и лазерной обработки.

Лазерное легирование, наряду с другими высокоэнергетическими методами (например, электронно-пучковыми), применяется в качестве поверхностной обработки металлов и сплавов, плохо упрочняемых традиционными химико-термическими методами [5].

При лазерном легировании повышение микротвердости и других эксплуатационных характеристик поверхностного слоя материала достигается не только за счет структурных (как при лазерном упрочнении) и фазовых превращений в зоне лазерного воздействия, но и за счет создания нового сплава, отличающегося от матричного материала химическим составом [6].

Применение лазерной обработки предварительно нанесенного прекурсорного слоя позволяет получать на поверхности подложки модифицированный слой с управляемым химическим составом. В свою очередь, регулирование химического состава осуществляется за счет изменения толщины прекурсорного покрытия и варьирования режимов лазерной обработки. Измерение температуры частиц порошка на основе алюминия в процессе холодного газодинамического напыления покрытий показало, что температура частиц в газовом потоке при температуре торможения 500–600°C для алюминиевого порошка не превышает 40°C. Формирование слоя осуществляется в два этапа: на первом этапе методом „холодного“ газодинамического напыления наносится прекурсорное покрытие, на втором при воздействии лазера формируется легированный слой. Авторами [7–10] исследованы состав и свойства легированного никелем слоя на поверхности низкоуглеродистой стали. Результаты рентгеноструктурного фазового анализа свидетельствуют об образовании в сформированном слое ГЦК-решетки твердого раствора и интерметаллида.

Существует большой ряд металлических материалов, применяемых для изготовления деталей машин, испытывающих экстремальные (динамические, температурные и др.) внешние воздействия, что требует их стойкости к таким, в частности, к ударным, нагрузкам.

В то же время известно, что любая модификация поверхности металлов и сплавов различными высокоэнергетическими методами приводит (например, в условиях плоскоструйного ударного нагружения) к изменению их динамических характеристик [11–13] и ударной прочности [14]. Это связано с наличием слабой области модифицированного материала, а именно границы упрочненного слоя (или покрытия) — подложка. Однако неясно, как поведет себя упрочненный слой при ударных нагрузках высокой интенсивности, даже если он расположен на обратной стороне воспринимающей удар поверхности.

Также нет информации о том, как упрочненный слой, расположенный на свободной поверхности, влияет на откольную прочность материала в целом. Не подлежит сомнению, что влияние упрочненного слоя на свойства материала должно ощущаться. В [15] отмечено, что поведение материалов с напыленным поверхностным слоем оказалось более сложным, чем ожидалось. По мнению авторов, это является следствием различия свойств основного материала покрытия и его приповерхностного слоя, поскольку известно, что диффузионные процессы изменяют химический состав приповерхностного слоя. Дело в том, что образец с поверхностно-упрочненным

слоем можно рассматривать как своеобразный композит с сэндвич-структурой: тонкий упрочненный слой — сверхтонкая граница — толстая вязкая подложка. Механические свойства материала по обе стороны границы существенно различаются; модули упругости также могут различаться, хотя и незначительно. Поэтому на границе могут создаваться некоторые локальные контактные напряжения, способные изменить весь ход развития процесса нагружения. Кроме того, на границе перепад температур или нагрузок может привести к образованию микро/макротрещин и отслоений. В принципе это может привести как к изменению динамических характеристик, в том числе откольной прочности материала, так и к изменению механизмов деформирования и разрушения. Для измерения прочности на разрыв границ раздела между покрытиями (упрочненными слоями) микронной толщины и подложками в последние годы использовался метод индуцированного высокоскоростным ударом или импульсом лазерного излучения откола [16–19].

Цель настоящей работы состояла в оценке изменений динамической (откольной) прочности и структуры материала в образцах в виде диска из углеродистой стали 20 и нержавеющей стали 08X18H10T. Одна из сторон диска обрабатывалась комбинированным методом (холодное газодинамическое напыление и последующая лазерная обработка), после этого на образцы воздействовал плоский ударник со скоростью  $V = 220–350$  м/с.

## 2. Материалы и методика исследований

Исследуемыми материалами служили углеродистая сталь 20 и аустенитная нержавеющая сталь X18H10T. Порошок A10-01 ( $Al + Al_2O_3$ ) наносился на одну из сторон каждого диска диаметром 92 мм и толщиной 10 мм методом холодного газодинамического напыления на установке Димет-403 (производства ООО „ОЦПН“, Обнинск). Оксид алюминия в этом случае стабилизировал процесс осаждения. Толщина напыленного слоя составляла 60–80 мкм. После нанесения поверхность напыления обрабатывалась на лазерном комплексе „Фабрика“ (Россия) (рис. 1, а). Мощность лазера при

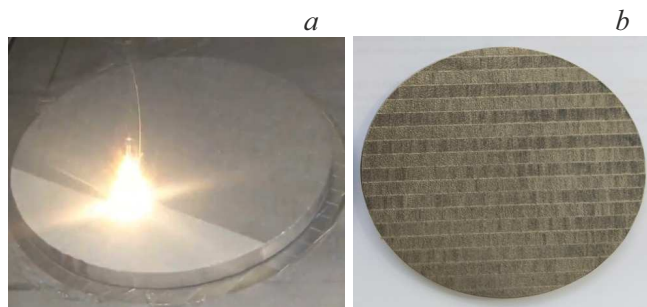


Рис. 1. а) Лазерная обработка напыляемой поверхности и б) тип обрабатываемой поверхности.

обработке 200 W, скорость сканирования 100 mm/s, шаг сканирования 75  $\mu\text{m}$ , диаметр пятна около 100  $\mu\text{m}$  с незначительной расфокусировкой. Алгоритм обработки имеет шахматный характер (для более равномерного распределения нагрева) (рис. 1, *b*).

После лазерной обработки корунд расплавлялся и поднимался на поверхность; таким образом, в интерметаллидном слое корунд отсутствовал, толщина интерметаллидного слоя составляла 80–100  $\mu\text{m}$ . Определение указанных температурно-скоростных параметров технологического процесса проведено в работе [15].

Плосковолновое ударное нагружение обработанных и необработанных дисков осуществлялось на экспериментальной пневматической пушке калибром 57 mm с двухдиафрагменным затвором. Пушка работает на сжатом воздухе и может создавать давление до 15 МПа. Полное описание экспериментальной установки приведено в [20]. Использование газовой пушки позволяет получить стабильные и легко контролируемые скорости удара  $V_0$  в диапазоне от 50 до 500 m/s. Максимальные растягивающие напряжения (откольная прочность) определялись только на не обработанных лазером образцах или на обработанных образцах с минимально сошлифованным слоем (чтобы можно было снять сигнал с этой поверхности). Интерферометр VISAR использовался для регистрации скорости свободной поверхности. В качестве источника излучения в интерферометре использовался одномодовый и одночастотный неодимовый лазер Верди-2 со встроенным удвоителем частоты. Длина волны излучения составляла 0.53  $\mu\text{m}$ .

Интерферограммы обрабатывались только до начала откольного импульса [20–22]. Из полученных зависимостей скорости свободной поверхности были определены максимальная скорость свободной поверхности  $V_1$ , минимальная скорость свободной поверхности  $V_2$  перед началом откольного импульса и время спада скорости свободной поверхности от  $V_1$  до  $V_2$ . В ходе испытаний у некоторых образцов произошло отделение откольной пластины. Максимальные растягивающие напряжения и скорость деформации определяли по формулам

$$\sigma_p = 0.5\rho_0c_0(V_1 - V_2), \quad \dot{\epsilon} = \frac{1}{2c_0} \cdot \frac{\partial V_1}{\partial t},$$

где  $\sigma_p$  — максимальные растягивающие напряжения,  $\rho_0$  — плотность,  $c_0$  — объемная скорость звука,  $V_1$  — максимальная скорость свободной поверхности,  $V_2$  — минимальная скорость свободной поверхности перед откольным импульсом,  $\dot{\epsilon}$  — скорость деформации. В случае, если происходит откол,  $\sigma_p$  соответствует откольной прочности.

Исследования структуры на оптическом микроскопе Axio-Observer Z1 M проводились в светлом поле и в контрасте C-DIC (дифференциально-интерференционном контрасте с круговой поляризацией). Так как измерение площадей фаз на микрошлифе в соответствии с принципом Кавальери [23] можно заменить измерением отрезков, проходящихся на каждую фазу, то с помощью

линейного анализа определяли удельную поверхность раздела фаз:  $S_{AB} = 2Z^{AB}/L$ , где  $L$  — общая длина измерительной линии;  $Z^{AB}$  — количество точек пересечения измерительной линии с границами фаз А и В. Микротвердость стали определяли на микротвердомере Shimadzu серии HNV-G (по методу Виккерса) при нагрузке 100 g.

### 3. Экспериментальные результаты и обсуждение

#### 3.1. Ударные эксперименты

##### 3.1.1. Сталь 20

В результате проведенных ударных экспериментов были определены максимальные растягивающие напряжения для необработанных лазером образцов ста-

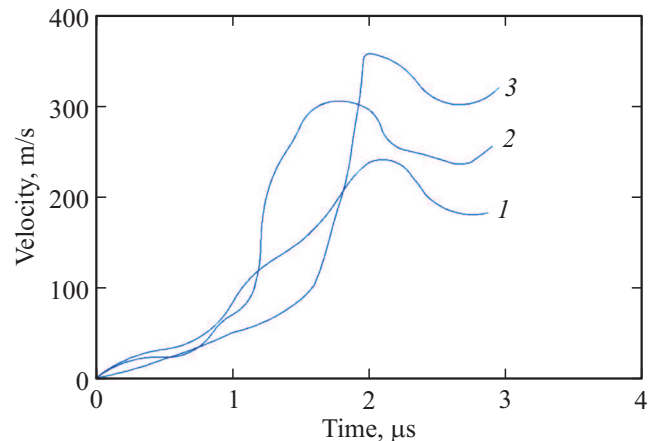


Рис. 2. Временные профили скорости свободной поверхности стали 20: кривая 1 —  $V = 222$  m/s и 3 —  $V = 355$  m/s без обработки поверхности лазером; 2 —  $V = 306$  m/s с обработанной лазером и сошлифованной поверхностью.

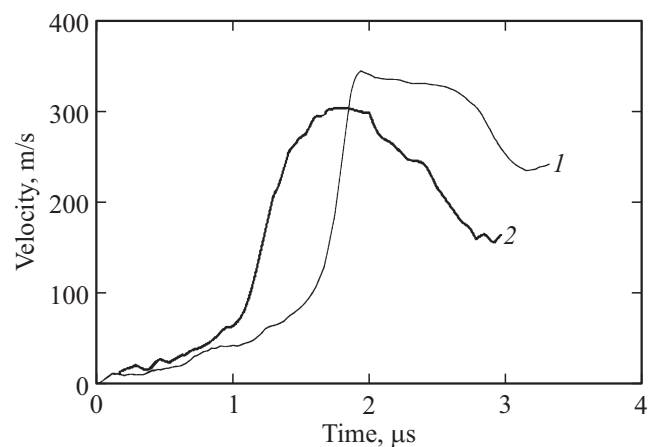
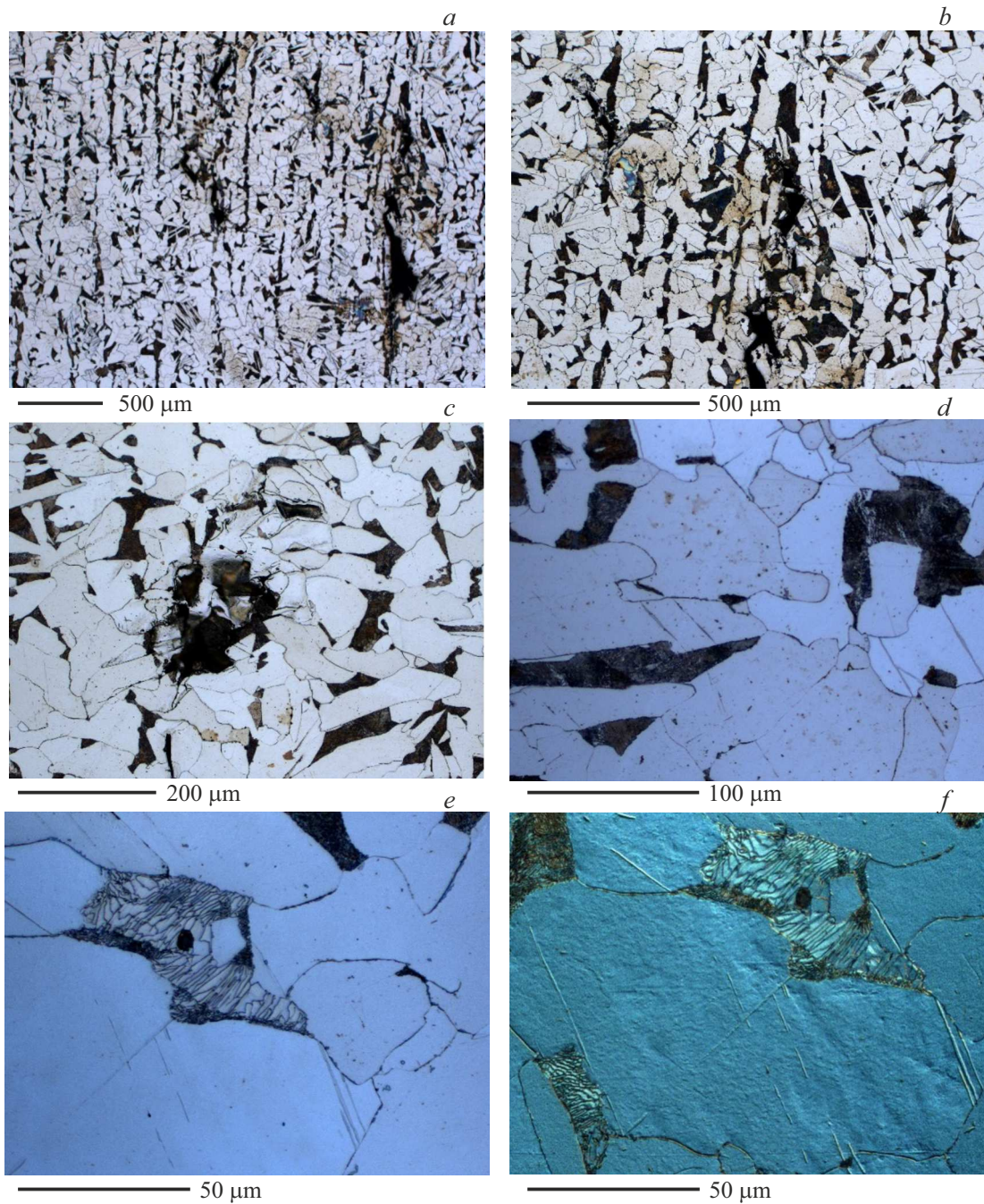


Рис. 3. Диаграммы нагружения образцов нержавеющей стали X18N10T: кривая 1 — с не обработанной лазером поверхностью,  $V = 343$  m/s; 2 — обработанная лазером поверхность, сошлифованный слой,  $V = 304$  m/s.



**Рис. 4.** Структура стали 20 с покрытием без лазерного воздействия ( $V = 222$  m/s): *a*)  $\times 50$ , *b* и *c*)  $\times 200$ , *d*)  $\times 500$ , *e*)  $\times 1000$ , *f*)  $\times 1000$  C\_DIC).

ли 20. Диапазон их изменения находился в пределах  $\sigma_p = 1.1-1.5$  GPa при скоростях деформации  $\dot{\epsilon} = 1.05 \cdot 10^4-1 \cdot 10^5$  s<sup>-1</sup>. Примеры диаграмм нагружения образцов с необработанной поверхностью (скорость удара  $V = 222$  и  $355$  m/s) приведены на рис. 2 (кривые 1 и 3 соответственно).

Максимальные растягивающие напряжения на обработанных образцах с сошлифованной поверхностью находились в диапазоне  $\sigma_p = 1.32-1.62$  GPa при скоростях деформации  $\dot{\epsilon} = 7.2 \cdot 10^4-1.1 \cdot 10^5$  s<sup>-1</sup>. Пример

диаграммы нагружения образца с обработанной поверхностью (скорость удара  $V = 306$  m/s) приведен на рисунке (кривая 2). Таким образом, максимальные растягивающие напряжения (откольная прочность) увеличились на 4–20%.

### 3.1.2. Нержавеющая сталь X18H10T

В результате ударных экспериментов определены максимальные растягивающие напряжения для необ-

работанных образцов. Интервал их изменения лежал в районе  $\sigma_p = 1.8\text{--}2.2$  GPa при скоростях деформации  $\dot{\varepsilon} = (1.8\text{--}2.1) \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$ . Пример диаграммы нагружения образца с необработанной поверхностью (скорость удара  $V = 343$  m/s) показан на рис. 3 (кривая 1).

Максимальные растягивающие напряжения на обработанной поверхности с сошлифованным слоем находились в районе  $\sigma_p = 1.95\text{--}2.46$  GPa при скоростях деформации  $\dot{\varepsilon} = (2.1\text{--}2.5) \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$ . Пример диаграммы нагружения образца с сошлифованной поверхностью (скорость удара 304 m/s) — на рис. 2 (кривая 2).

Таким образом, прочностные характеристики после нанесения покрытия и лазерной обработки этого слоя изменились мало (максимальные растягивающие напряжения (откольная прочность) возросли на 8–15%). То есть холодное газодинамическое напыление с последующей лазерной обработкой тыльной поверхности практически мало повлияло на откольную прочность как углеродистой, так и нержавеющей стали.

## 3.2. Изучение микроструктуры

### 3.2.1. Сталь 20

В исходном состоянии (без лазерной обработки) структура стали 20 после нагружения со скоростью  $V = 222$  m/s представляет собой зерна феррита и пластинчатого перлита (рис. 4).

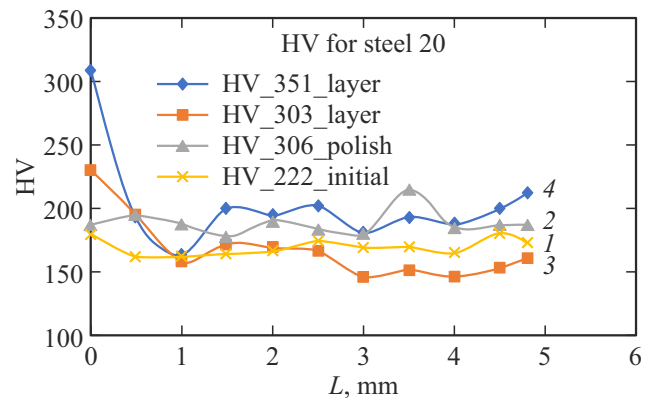
Видно, что трещины идут вдоль полос перлита (рис. 4, *a* и *b*), расположенных по направлению предварительной механической обработки (прокатки иликовки). Количественные составляющие стали 20 после ударного нагружения представлены в табл. 1, размер зерна перлита меньше ферритного, и он часто располагается по границам ферритного зерна, по которым и идут трещины.

В качестве фаз А и В принимаются перлит и феррит, а также мартенсит и феррит [23].

Панорама изменения твердости по Виккерсу поперек мишени представлена на рис. 5. Из представленной панорамы видно, что при скорости  $V = 222$  m/s в исходном состоянии — без лазерного воздействия максимальная твердость наблюдается у краев образца, а в середине образца разброс довольно большой: снижение достигает 20 единиц, это связано с разнородностью структуры — наличием разных по твердости перлита и феррита, а также наличием трещин.

Структура стали 20 после лазерной обработки покрытия и ударного нагружения со скоростью 286 m/s представлена на рис. 6. Весь лазерный слой был сошлифован с двух сторон, поэтому он отсутствует.

После нагружения произошло отделение откольной тарелочки. Откольные трещины (рис. 6, *a*) проходят по границам ферритного зерна и по пластинам перлита (рис. 6, *c*). Присутствует большое количество мартенсита (рис. 6, *b* и *d*). При увеличении скорости нагружения и лазерного воздействия произошло измельчение зерна перлита и феррита, также уменьшился их разброс, т.е.



**Рис. 5.** Панорама изменения твердости стали 20 поперек мишени от свободной поверхности к нагружаемой после удара со скоростями: кривая 1 —  $V = 222$  m/s в исходном состоянии, без лазерного воздействия; 2 —  $V = 306$  m/s после лазерного воздействия и полировки лазерного слоя; 3 —  $V = 303$  m/s после лазерной обработки; 4 —  $V = 351$  m/s после лазерного воздействия.

они стали более равноосными, также уменьшилось межпластиночное расстояние в перлите, т.е. он стал более дисперсным. Анализ стальных образцов на углерод обнаружил внутри зоны откольной повреждаемости слой, обедненный углеродом, и очень тонкий слой, обогащенный углеродом, что говорит о массопереносе углерода из прилегающей зоны к области разрушения [24–28]. Количество перлита увеличилось, и значительно возросло количество мартенсита. В зоне интерференции волн разгрузки, где действует отрицательное давление (растяжение), наблюдаются фазовые превращения, которые являются реакцией материала на кратковременное воздействие отрицательного давления [29–33].

Панорама изменения твердости стали 20 поперек мишени после лазерного воздействия и полировки лазерного слоя после нагружения со скоростью 286 m/s (рис. 5) демонстрирует относительно однородное распределение твердости по толщине образца и по краям, только в середине образца присутствует всплеск твердости на 30 единиц. Средняя твердость этого образца оказалась выше, чем при нагружении со скоростью 222 m/s без лазерного воздействия. Это связано с лазерной обработкой, хотя слой и был сошлифован, а также с большим количеством образовавшегося мартенсита (табл. 1)

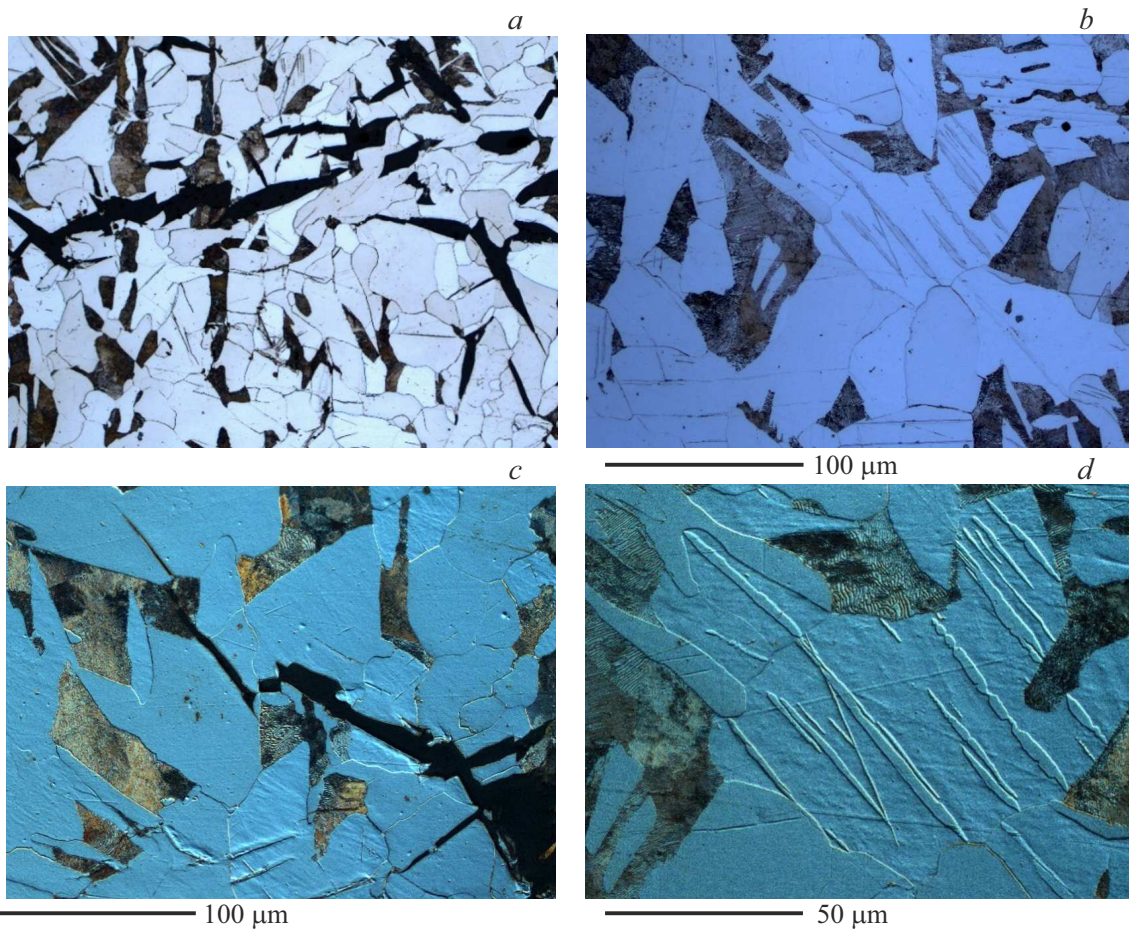
Структура стали 20 после лазерного воздействия на покрытие и нагружения со скоростью 303 m/s представлена на рис. 7.

После нагружения произошло отделение откольной тарелочки. Лазерный слой толщиной в среднем  $50 \mu\text{m}$  пронизан трещинами вдоль направления нагружения (рис. 7, *a* и *d*). Трещины внутри мишени проходят по границам ферритного зерна и по зернам перлита (рис. 7, *b*). Откольные трещины представлены на рис. 7, *c*. При увеличении скорости нагружения и лазерного воздействия произошло растворение перлита (дробление

**Таблица 1.** Количественные характеристики структуры стали 20 после лазерного воздействия и ударного нагружения

Сталь	$V$ , m/s	Layer, $\mu\text{m}$	$D_{\text{perlite}}$ , $\mu\text{m}$	$d_{\text{ferrite}}$ , $\mu\text{m}$	$h_{\text{perlite}}$ , $\mu\text{m}$	Slip	$S_{\text{PF}}$ , $\text{m}^{-1}$	$S_{\text{MF}}$ , $\text{m}^{-1}$
Steel 20	222 initial	0	52.9	81.5	1.02	+	$0.03 \cdot 10^6$	$0.04 \cdot 10^6$
	286 polish	0	41.3	76.6	0.69	+	$0.06 \cdot 10^6$	$0.20 \cdot 10^6$
	303	51.3	48.8	65.5	0.45	+	$0.04 \cdot 10^6$	$0.33 \cdot 10^6$
	351	94.1	49.6	54.1	0.58	+	$0.06 \cdot 10^6$	$0.26 \cdot 10^6$

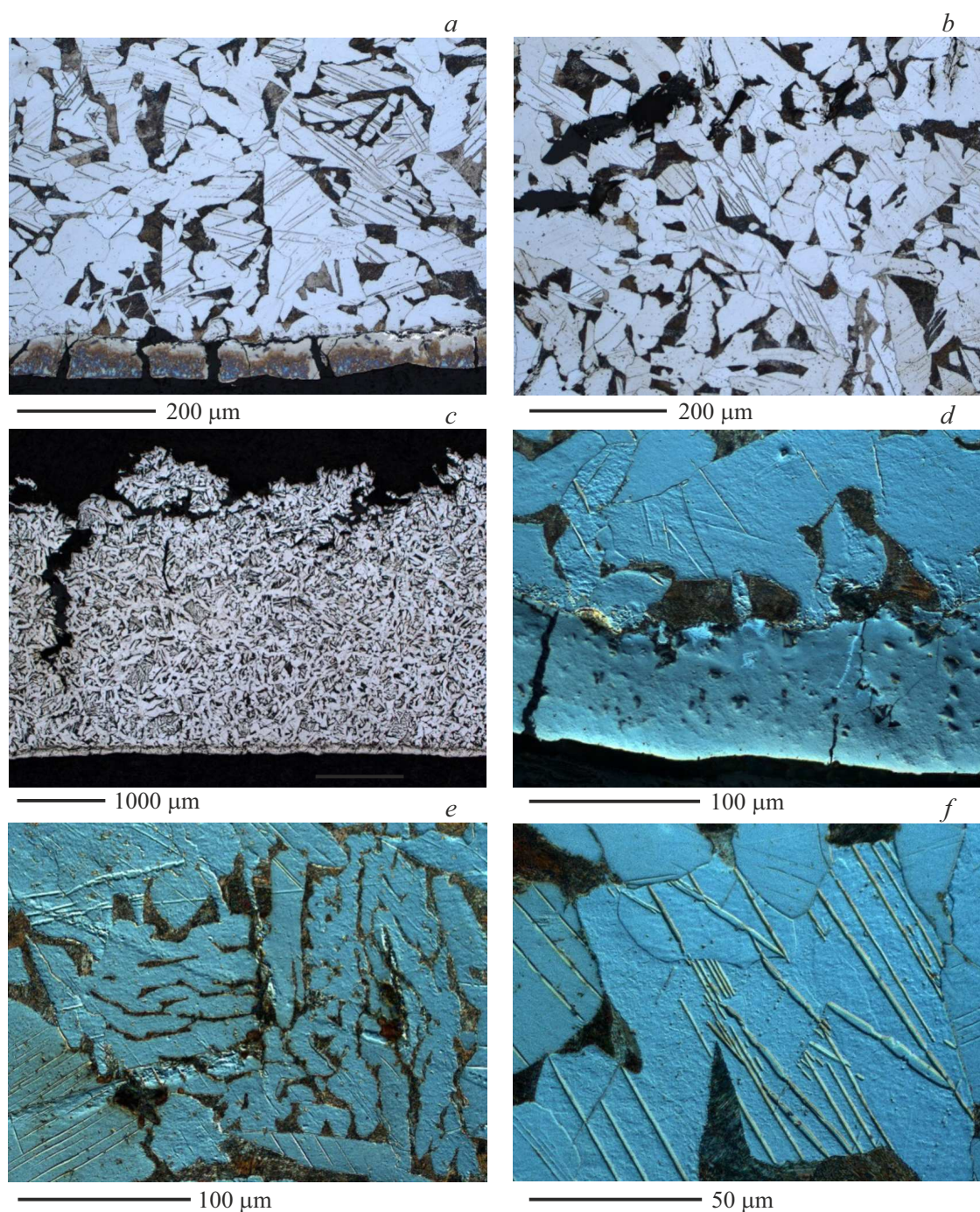
Примечание. Layer — размер лазерного слоя,  $V$  — скорость нагружения,  $D_{\text{perlite}}$  — размер зерна перлита,  $d_{\text{ferrite}}$  — размер ферритного зерна,  $h_{\text{perlite}}$  — межпластиночное расстояние в перлите, Slip — полосы скольжения,  $S_{\text{PF}}$  — удельная поверхность раздела фаз перлит-феррит,  $S_{\text{MF}}$  — удельная поверхность раздела фаз мартенсит-феррит.



**Рис. 6.** Структура стали 20 после лазерного воздействия и нагружения со скоростью 286 m/s: *a*)  $\times 200$ , *b*)  $\times 500$ , *c*)  $\times 500$  C\_DIC, *d*)  $\times 1000$  C\_DIC).

его зерен) (рис. 7, *e*) — количество перлита уменьшилось, зато увеличилось количество мартенсита (рис. 7, *f*) (табл. 1). При скорости нагружения 303 m/s уменьшился размер ферритного зерна при том же разбросе, что и при меньшей скорости, размер перлитного зерна незначительно увеличился при значительном разбросе, а межпластиночное расстояние оказалось самым малым среди всех испытанных образцов, т. е. самый дисперсный перлит наблюдается при этой скорости и лазерном воздействии.

Панорама изменения твердости стали 20 поперек мишени (от слоя к необработанной поверхности) после лазерного воздействия и после нагружения со скоростью 303 m/s (рис. 5) показывает самую высокую твердость в слое, обработанном лазером; на другом конце мишени (по толщине) твердость гораздо ниже — на 60 единиц. В среднем при скорости нагружения 303 m/s твердость оказалась на уровне образца, нагруженного при скорости 222 m/s без лазерного нагружения, но без сильного разброса по толщине образца. Уменьшение твердости

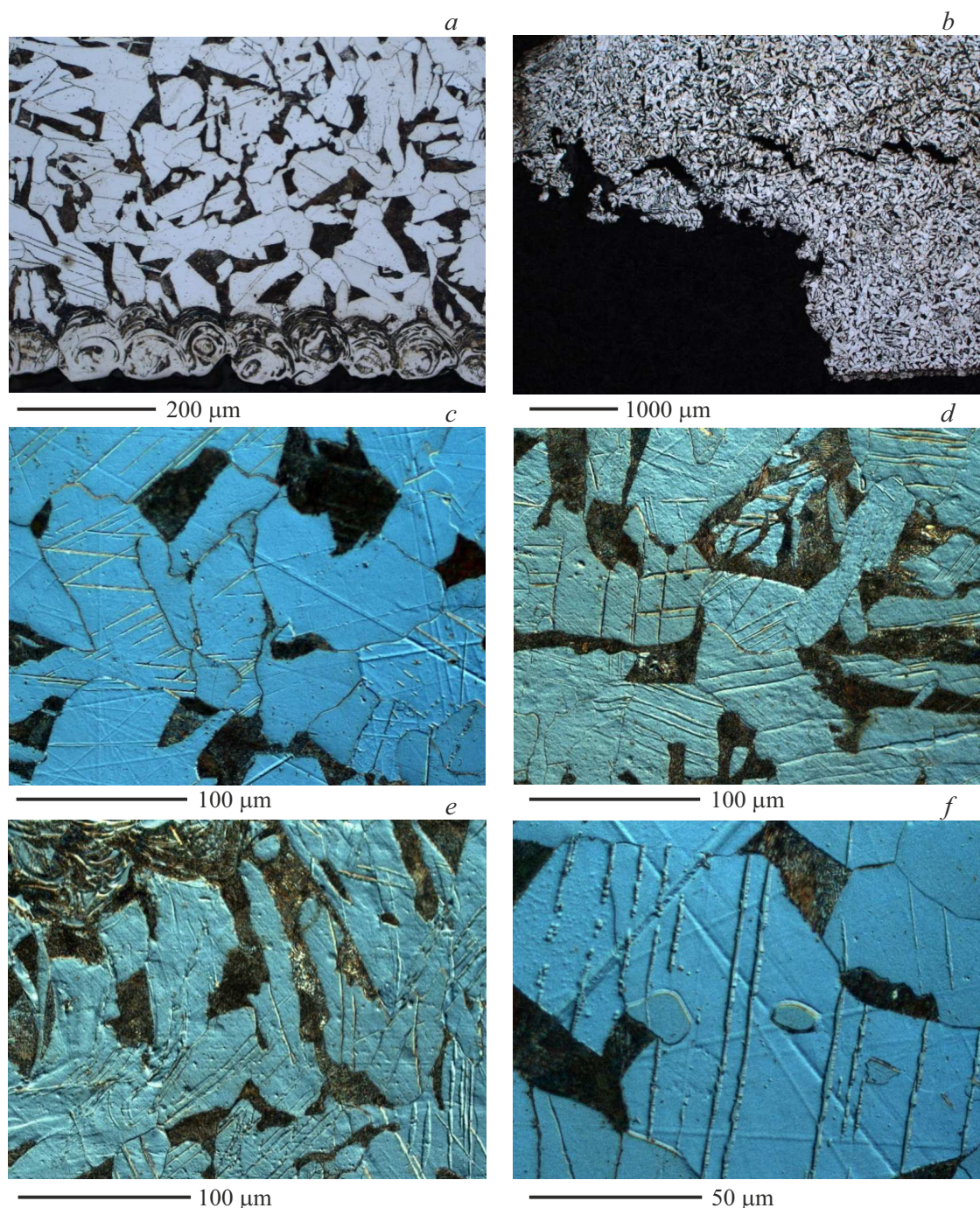


**Рис. 7.** Структура стали 20 после лазерного воздействия и нагружения со скоростью 303 м/с: *a* и *b*)  $\times 200$ , *c*)  $\times 25$ , *d* и *e*)  $\times 500$  C\_DIC, *f*)  $\times 1000$  C\_DIC).

по сравнению с образцом, нагруженным при скорости 286 м/с, можно объяснить наличием трещин в лазерном слое, несмотря на максимальное количество мартенсита в этом образце.

Структура стали 20 после лазерного воздействия и нагружения со скоростью 351 м/с представлена на рис. 8. Наблюдается также отделение откольной тарелочки. Лазерный слой (рис. 8, *a*) толщиной в среднем  $95\ \mu\text{m}$  выглядит в виде соединения крупных расплав-

ленных и закристаллизовавшихся капель, и в отличие от предыдущего случая (рис. 7, *a*) оказался без трещин. Откольное разрушение представлено на рис. 8, *b*. Количество перлита увеличилось, а мартенсита уменьшилось (рис. 8, *c* и *d*) по сравнению с нагружением с меньшей скоростью (таблица 1). Повышение скорости нагружения и лазерного воздействия привело к измельчению зерна феррита и уменьшению его разброса — структура стала более равноосной, при этом зерно



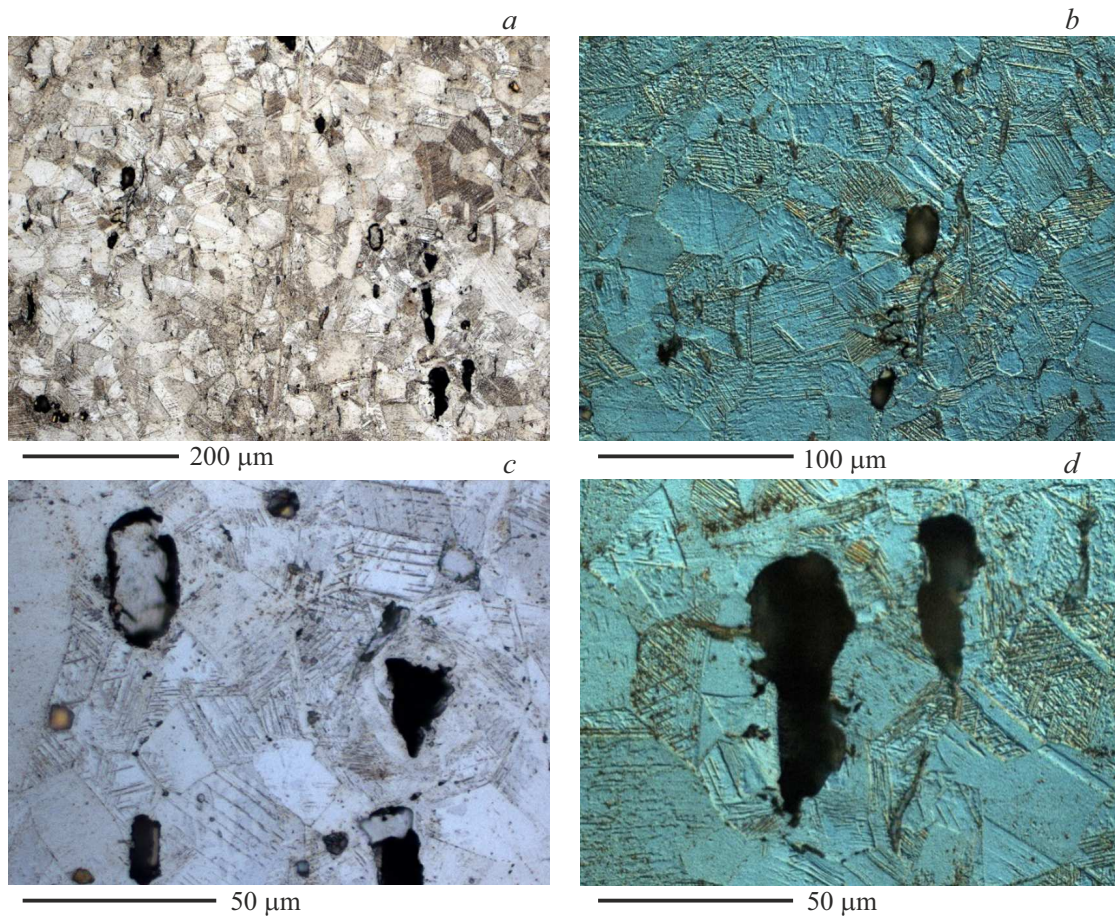
**Рис. 8.** Структура стали 20 после лазерного воздействия и нагружения со скоростью 351 м/с: *a*)  $\times 200$ , *b*)  $\times 25$ , *c*, *d* и *e*)  $\times 500$  C\_DIC, *f*)  $\times 1000$  C\_DIC).

перлита мало изменилось, но разброс также уменьшился. Межпластиночное расстояние увеличилось незначительно. При этой скорости деформации наблюдаются вихревые структуры вблизи лазерного слоя (рис. 8, *e*). Присутствуют также линии скольжения дислокаций (рис. 8, *f*).

С помощью анализатора структуры SIAMS был определен балл структуры мартенсита согласно ГОСТ 8233 — Балл структуры 10: грубоигльчатый.

Панорама изменения твердости стали 20 поперек мишени (от слоя к необработанной поверхности) после лазерного воздействия после нагружения со скоростью 351 м/с демонстрирует максимальную твердость в лазерном слое; на расстоянии 0.5 мм она снижается и мало меняется по толщине мишени. В среднем твердость оказалась максимальной в этом образце, как по толщине, так и в слое, среди всех испытанных образцов стали 20. Это связано с тем, что лазерный слой без трещин





**Рис. 9.** Структура стали X18H10T после ударного нагружения со скоростью 343 м/с в исходном состоянии — без лазерного воздействия: а)  $\times 200$ , б)  $\times 500$  C\_DIC, в)  $\times 1000$ , д)  $\times 1000$  C\_DIC).

и самый большой по толщине, а также максимальной скоростью нагружения.

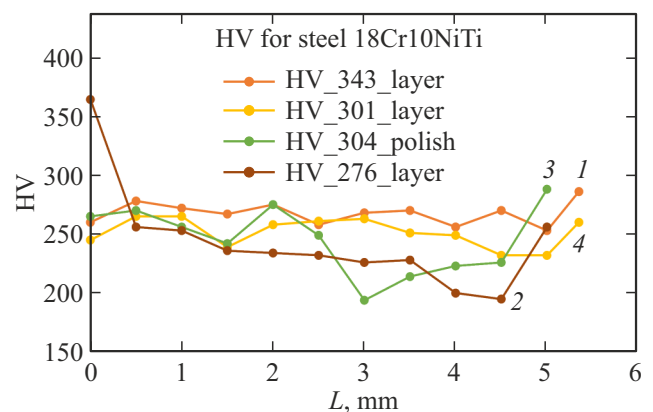
### 3.2.2. Сталь X18H10T

Структура стали X18H10T после ударного нагружения в исходном состоянии (покрытие без лазерной обработки) представлена на рис. 9.

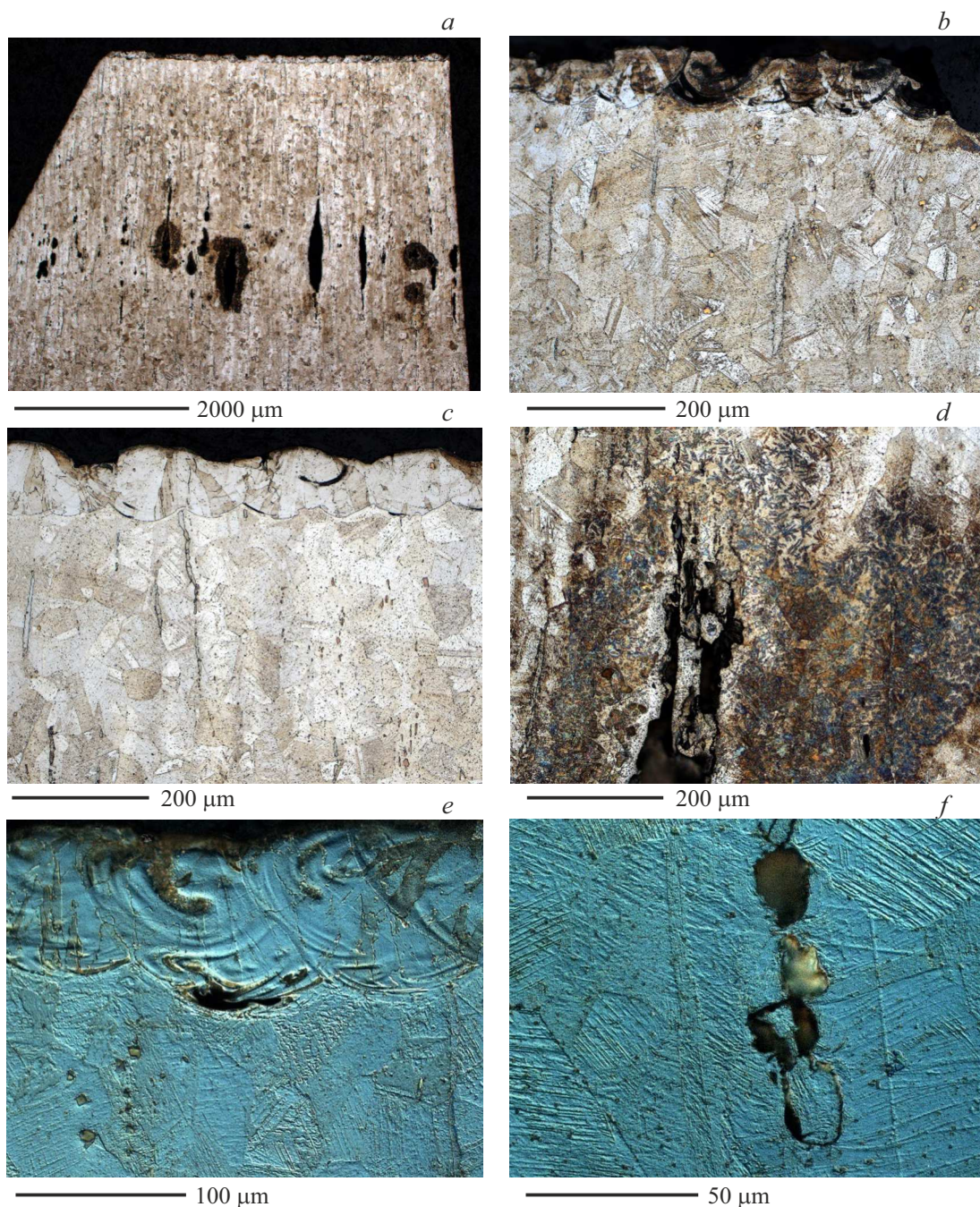
В структуре образца наблюдается большое количество двойников разного размера и направления. Как известно, механизм пластической деформации в виде двойникового сдвига, для реализации которого требуется приложение высоких сдвиговых напряжений, является характерным для ГЦК-металлов при взрывных и ударных нагрузках [34–37].

Трещины располагаются по направлению предварительной деформации и часто возникают на включениях интерметаллидов. Трещины и поры имеют округлую вытянутую форму (рис. 9, а). Они располагаются в направлении распространения ударной волны.

Панорама изменения твердости всех испытанных образцов представлена на рис. 10. Для исходного (без лазерной обработки) образца, нагруженного со скоростью 343 м/с, твердость демонстрирует довольно большой



**Рис. 10.** Панорама изменения твердости стали X18H10T поперек мишени от свободной поверхности к нагруженной: кривая 1 — после удара со скоростью 343 м/с в исходном состоянии — без лазерного воздействия; 2 — после лазерной обработки и ударного нагружения со скоростью 276 м/с; 3 — после лазерного воздействия, полировки лазерного слоя и ударного нагружения со скоростью 304 м/с; 4 — после лазерного воздействия и ударного нагружения со скоростью 301 м/с.

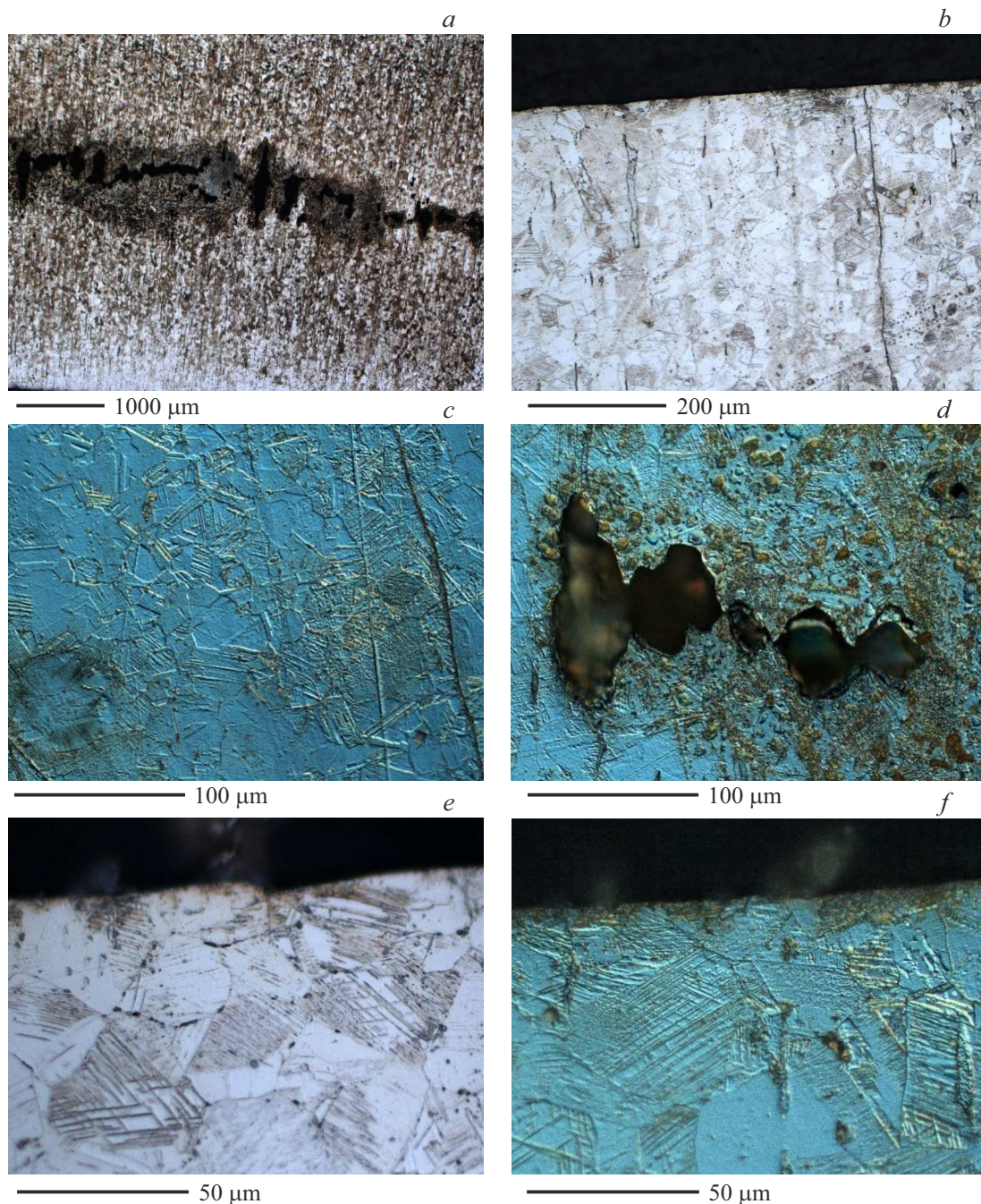


**Рис. 11.** Структура стали X18H10T после лазерного воздействия и ударного нагружения со скоростью 276 м/с: *a*)  $\times 25$ , *b*, *c* и *d*)  $\times 200$ , *e*)  $\times 500$  C\_DIC, *f*)  $\times 1000$  C\_DIC).

разброс (20 единиц) по толщине мишени  $L$ , несмотря на то, что средняя твердость этого образца была самой высокой из всех испытанных. Вероятно, это связано с самой высокой скоростью воздействия на мишень (343 м/с), хотя и без лазерной обработки. Разброс по толщине мишени связан с наличием большого количества трещин и хрупких фаз.

Структура стали X18H10T после лазерной обработки и ударного нагружения со скоростью 276 м/с представлена на рис. 11.

Лазерный слой толщиной в среднем  $80\ \mu\text{m}$  (рис. 11, *a* и *c*) в некоторых местах имеет отдельные трещины, иногда на границе с основным металлом (рис. 11, *c*). Трещины, вызванные ударным нагружением, располагаются вдоль (рис. 11, *b*) направления предварительной деформации и по направлению распространения ударной волны. Видны цепочки интерметаллических фаз, по которым проходят трещины (рис. 11, *a* и *c*). Трещины часто имеют овальную форму (рис. 11, *d*), как и в исходном состоянии (без лазерной обработки), наблюдается



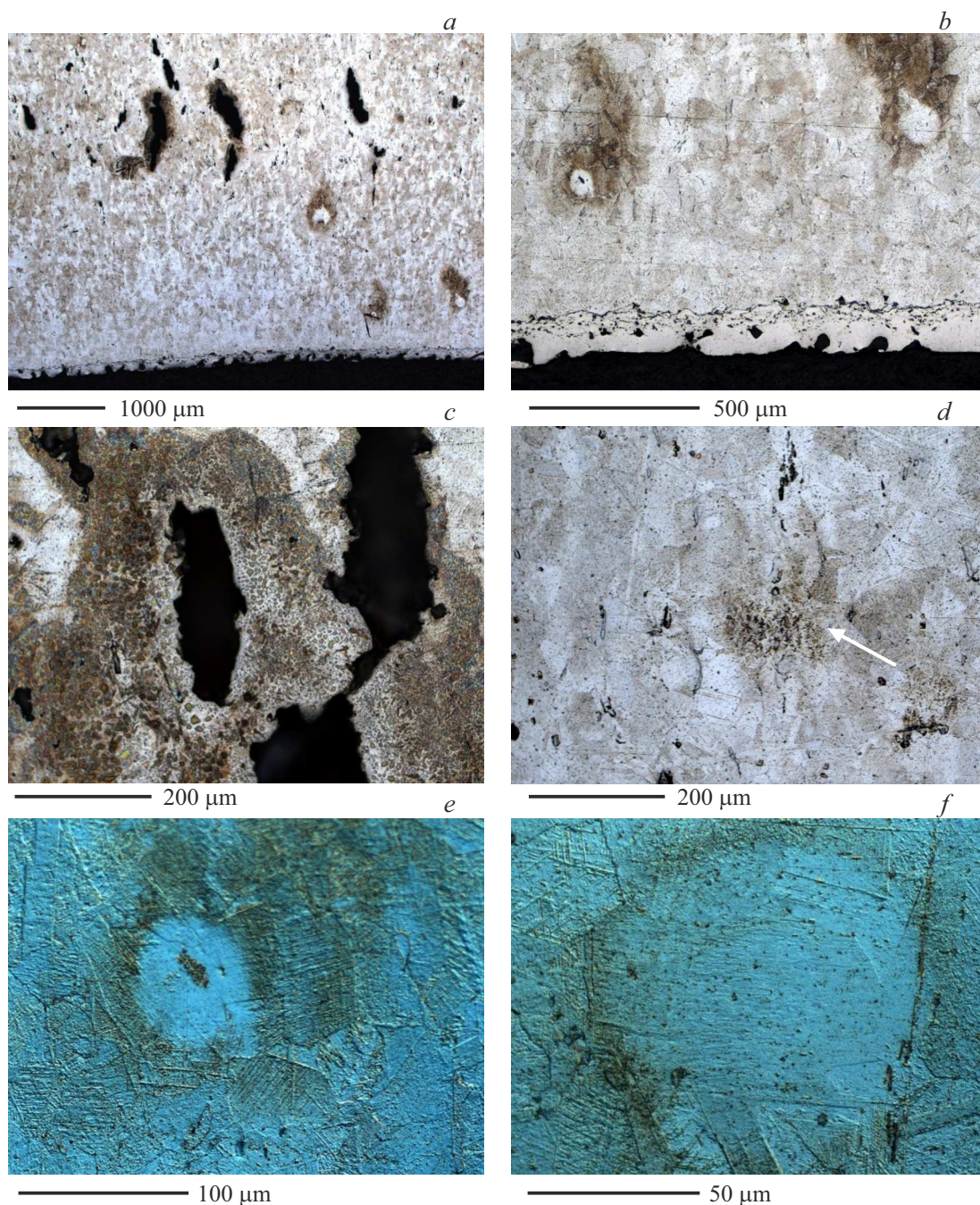
**Рис. 12.** Структура стали X18H10T после лазерного воздействия и ударного нагружения со скоростью 304 м/с: *a)*  $\times 25$ , *b)*  $\times 200$ , *c* и *d)*  $\times 500$  C\_DIC, *e)*  $\times 1000$ , *f)*  $\times 1000$  C\_DIC).

множество двойников. Но их количество уменьшилось, а средний размер увеличился (таблица 2) (что связано с уменьшением скорости удара и, как следствие, с уменьшением сдвиговых напряжений). В некоторых местах вблизи трещины обнаружена дендритная структура (рис. 11, *b*), что указывает на локальное плавление в этой области. В откольной зоне — в зоне интерференции волн разгрузки, где действует отрицательное давление (растяжение), наблюдаются фазовые превращения, аморфизация, рекристаллизация, которые являются

реакцией материала на кратковременное воздействие отрицательного давления [27–36].

В табл. 2 представлены измеренные с помощью анализатора Axio Vision количественные характеристики микроструктуры исследуемой стали [23].

За фазы А и В принимаются двойник и аустенит. Как видно из таблицы, количество двойников увеличивается с ростом скорости нагружения, что подтверждается фотографиями микроструктуры (рис. 9, рис. 11–13), а чем больше двойников, тем выше прочность материа-



**Рис. 13.** Структура стали X18Ni10Ti после лазерного воздействия и ударного нагружения со скоростью 301 м/с: *a*)  $\times 25$ , *b*)  $\times 100$ , *c* и *d*)  $\times 200$ , *e*)  $\times 500$  C\_DIC, *f*)  $\times 1000$  C\_DIC).

**Таблица 2.** Количественные характеристики структуры стали X18Ni10Ti после лазерного воздействия и ударного нагружения

Сталь	$V$ , м/с	Layer, $\mu\text{m}$	$H_{\text{TW}} \times L_{\text{TW}}$ , $\mu\text{m}$	$S_{\text{TA}}$ , $\text{m}^{-1}$
Steel Cr18Ni10Ti	343 (initial)	0	$1.0 \times 13.7$	$0.76 \cdot 10^6$
	276	79.4	$2.9 \times 36.5$	$0.47 \cdot 10^6$
	304 (polish)	—	$1.5 \times 14.2$	$0.58 \cdot 10^6$
	301	125.7	$5.7 \times 31.4$	$0.55 \cdot 10^6$

Примечание. Layer — толщина лазерного слоя,  $V$  — скорость нагружения,  $H_{\text{TW}} \times L_{\text{TW}}$  — размеры двойников,  $S_{\text{TA}}$  — удельная поверхность раздела фаз двойник-аустенит.

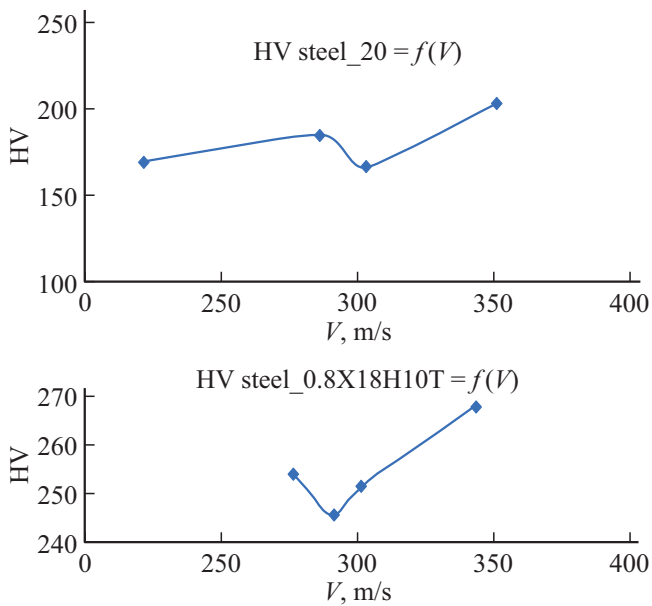


Рис. 14. Изменение твердости сталей 20 и 08X18H10T от скорости нагружения.

ла [25–26], что подтверждается данными микротвердости (рис. 10).

Панорама изменения твердости (рис. 10) для этого образца (276 m/s) демонстрирует наибольшую твердость в лазерном слое покрытия; на расстоянии 0.5 mm от слоя твердость существенно снижается, а далее по толщине образца меняется мало. Вероятно, это связано с лазерным воздействием, создающим слой в виде закристаллизовавшихся капель.

Структура стали X18H10T после лазерного воздействия и ударного нагружения (лазерный слой сошлифован, поэтому он отсутствует) при скорости 304 m/s представлена на рис. 12. Трещины идут от сошлифованного слоя (рис. 12, b и c). Наблюдаются отдельные откольные трещины (рис. 12, a и d). В районе откольной зоны обнаружена область аморфизации.

Вокруг трещин наблюдаются области оплавления с дендритной структурой (рис. 12, c). Трещины возникают по границам аустенитных зерен вблизи поверхности лазерной обработки (рис. 12, e), где наблюдается скопление интерметаллидов. С увеличением скорости нагружения наблюдается увеличение числа двойников (рис. 12, e и f) и уменьшение их размеров, а также уменьшение размера аустенитного зерна и его разброса.

Из панорамы изменения твердости (рис. 10) видно, что твердость этого образца, нагруженного при скорости 304 m/s с сошлифованным лазерным слоем, незначительно меняется по толщине образца.

Структура стали X18H10T после лазерного воздействия и ударного нагружения со скоростью 301 m/s представлена на рис. 13.

Лазерный слой средней толщиной 125 μm показан на рис. 13, a и b. Трещины расположены по направлению предварительной деформации (рис. 13, a), в области

трещин наблюдается дендритная структура (рис. 13, c и d), что свидетельствует о локальном оплавлении, размер аустенитных зерен также увеличился. Обнаружены участки аморфизации (рис. 13, e и f). Количество двойников уменьшилось, а их размер увеличился, а также увеличился размер аустенитного зерна и его разброс.

Панорама изменения твердости этого образца (рис. 10) при скорости нагружения 301 m/s показывает очень большой разброс (почти 35 единиц) твердости по толщине мишени. Это связано с наличием большого количества трещин и дендритной структуры, а также областей аморфизации, которые имеют очень разную твердость, несмотря на то, что средняя твердость этого образца оказалась довольно высокой.

На рис. 14 представлено сравнение изменения твердости сталей 20 и 08X18H10T в зависимости от скорости нагружения.

Общая тенденция — рост твердости с ростом скорости нагружения. Уменьшение твердости в стали 20 при скорости нагружения 303 m/s по сравнению с образцом, нагруженным при скорости 286 m/s, можно объяснить наличием трещин в лазерном слое, несмотря на максимальное количество мартенсита в этом образце. Падение твердости в нержавеющей стали при скорости 291 m/s после шлифовки лазерного слоя связано, вероятно, с наличием трещин от поверхности сошлифованного лазерного слоя.

## 4. Выводы

В работе получены следующие основные результаты.

1. Холодное газодинамическое напыление тыльной поверхности мишени с последующей лазерной обработкой образцов стали, как углеродистой, так и аустенитной, приводит к незначительному повышению ее динамической (откольной) прочности; это связано с наличием мартенсита в углеродистой стали и большим количеством двойников — в аустенитной.

2. Покрытие слабо влияет на динамическую прочность стали 20. Наличие обработанного лазером слоя приводит к увеличению количества мартенсита в углеродистой стали, а в аустенитной стали — к увеличению размеров двойников и уменьшению их количества, что приводит к увеличению твердости независимо от скорости удара.

3. С увеличением скорости нагружения наблюдается рост твердости как углеродистой стали 20, так и аустенитной стали X18H10T, при этом твердость лазерного слоя значительно превышает твердость основного металла.

4. Области аморфизации в аустенитной стали расположены вблизи лазерного слоя, что связано с воздействием лазерной обработки, а вблизи откольных трещин наблюдаются дендритная структура и плавление.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] С.В. Клинков, В.Ф. Косарев. Физическая мезомеханика **5**, 3, 27 (2002).
- [2] С.В. Клинков, В.Ф. Косарев, А.С. Желнина. Вестн. ПНИПУ. Аэрокосмическая техника **47**, 135 (2016).
- [3] А.П. Алхимов, С.В. Клинков, В.Ф. Косарев, В.М. Фомин. Холодное газодинамическое напыление. Физматлит, М. (2010). 536 с.
- [4] P.W. Leech, A.W. Batchelor, G.W. Stachowiak. J. Mater. Sci. Lett. **11**, 16, 1121 (1992).
- [5] Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / Под ред. В.Я. Панченко. Физматлит, М. (2009). 664 с.
- [6] А.П. Гуляев. Металловедение. Металлургия, М. (1986). 544 с.
- [7] А.А. Можайко, Д.А. Геращенко, М.В. Старицын. Вопросы материаловедения **2** (110), 44 (2022).
- [8] H. Assadi, H. Kreye, F. Gärtner, T. Klassen. Acta Mater. **116**, 382 (2016).
- [9] R.N. Raocelison, E. Aubignat, M.-P. Planche, S. Costil, C. Langlade, H. Liao. Surf. Coat. Technol. **302**, 47 (2016).
- [10] G. Huang, H. Wang, X. Li, L. Xing, J. Zhou. Mater. Manuf. Proc. **33**, 10, 1100 (2018).
- [11] Д.А. Геращенко, Р.Ю. Быстров, П.А. Кузнецов, Е.Ю. Геращенко, А.М. Макаров, Ю.М. Маркова, А.В. Анисимов. Вопросы материаловедения **4** (108), 138 (2021).
- [12] K. Baumung, G. Müller, J. Singer, G.I. Kanel, S.V. Razorenov. J. Appl. Phys. **89**, 11, 6523 (2001).
- [13] Г.Г. Савенков, А.В. Кузнецов, А.М. Брагов. ЖТФ **88**, 5, 740 (2018). [G.G. Savenkov, A.V. Kuznetsov, A.M. Bragov. Tech. Phys. **63**, 5, 718 (2018)].
- [14] G.G. Savenkov, A.V. Kuznetsov. Dynamic characteristics of metallic materials after laser alloying of the surface of samples. Ch. 8. Monographs „Perspective materials and technologies“. Т. 2. Vitebsk: EE „VGTU“, P. 120 (2019).
- [15] V.M. Fomin, A.A. Golyshev, A.G. Malikov, A.A. Filippov, V.S. Shikalov, M.A. Yadrenkin, A.M. Orishich. J. Eng. Phys. Thermophys. **7**, 12, 1773 (2022).
- [16] Д.А. Геращенко, Б.В. Фармаковский, А.Ф. Васильев, А.Ч. Машек. Вопросы материаловедения **1** (77), 87 (2014).
- [17] V. Gupta, A.S. Argon, D.M. Parks, J.A. Cornie. J. Mech. Phys. Solids **40**, 1, 141 (1992).
- [18] L. Davison, D.E. Grady, M. Shahinpoor. High Pressure Shock Compression of Solids II. Dynamic Fracture and Fragmentation. Springer, N. Y. (1996).
- [19] L.C. Lev, A.S. Argon. J. Appl. Phys. **80**, 1, 529 (1996).
- [20] Вл.Вас. Баландин, Вл.Вл. Баландин, А.М. Брагов, Л.А. Игумнов, А.Ю. Константинов, А.К. Ломунов. МТТ **49**, 6, 78 (2014). [Vl.Vas. Balandin, Vl.Vl. Balandin, A.M. Bragov, L.A. Igumnov, A.Yu. Konstantinov, A.K. Lomunov. Mech. Solids **49**, 6, 666 (2014)].
- [21] D.H. Dolan. Foundations of VISAR analysis. SANDIA Report 006–1950. (Printed April 2006).
- [22] Разрушение разномасштабных объектов при взрыве / Под ред. А.Г. Иванова. РФЯЦ-ВНИИИЭФ, Саров (2001). 482 с. [Destruction of objects of different scales during an explosion / Ed. A.G. Ivanov. RFNC-VNIIEF, Sarov (2001). 482 p.].
- [23] С.А. Салтыков. Стереометрическая металлография. Металлургия, М. (1970). 376 с.
- [24] С.Н. Буравова, Е.В. Петров. Химическая физика **39**, 9, 63 (2020). [S.N. Buravova, E.V. Petrov. Russ. J. Phys. Chem. B **14**, 5, 814 (2020)].
- [25] А.Ф. Беликова, С.Н. Буравова, Е.В. Петров. Вестн. Тамбовского ун-та. Сер. Естественные и технические науки. Физика **21**, 3, 750 (2016).
- [26] С.Н. Буравова. ЖТФ **87**, 10, 1502 (2017). [S.N. Buravova. Tech. Phys. **62**, 10, 1509 (2017)].
- [27] А.Ф. Беликова, С.Н. Буравова, Е.В. Петров. ЖТФ **83**, 8, 68 (2013). [A.F. Belikova, S.N. Buravova, E.V. Petrov. Tech. Phys. **58**, 8, 1152 (2013)].
- [28] А.Ф. Беликова, С.Н. Буравова, Ю.А. Гордополов. ЖТФ **83**, 2, 153 (2013). [A.F. Belikova, S.N. Buravova, Yu.A. Gordopolov. Tech. Phys. **58**, 2, 302 (2013)].
- [29] С.А. Атрошенко, Д.М. Оленин. Физика металлов и металловедение **87**, 2, 90 (1999). [S.A. Atroshenko, D.M. Olenin. Phys. Met. Metallography **87**, 2, 169 (1999)].
- [30] С.А. Атрошенко. Физика металлов и металловедение **1**, 189 (1991).
- [31] С.Н. Буравова, Ю.А. Гордополов. Докл. АН **417**, 6, 1 (2007).
- [32] С.Н. Буравова, Ю.А. Гордополов, Е.В. Петров, А.В. Полетаев, Д.В. Рихтер. Деформация и разрушение материалов **7**, 7 (2009). [S.N. Buravova, Yu.A. Gordopolov, E.V. Petrov, A.V. Poletaev, D.V. Rikhter. Russ. Metallurgy (Metally) **2010**, 862 (2010)].
- [33] С.Н. Буравова. Этюды на тему локализации динамической деформации. Откольная модель локализации пластической деформации. Palmarium Academic Publishing, Saarbrücken (2014). 148 с. [S. Buravova. Etudes on Theme of the Localization of Dynamic Deformation. Palmarium Academic Publishing, Saarbrücken (2014). 140 p.].
- [34] Г.Н. Эпштейн, О.А. Кайбышев. Высокоскоростная деформация и структура металлов. Металлургия, М. (1971). 200 с.
- [35] В.И. Зельдович, А.Э. Хейфец, Н.Ю. Фролова, А.К. Музыря, А.Ю. Симонов. Физика металлов и металловедение **114**, 12, 1114 (2013). [V.I. Zel'dovich, A.E. Kheifets, N.Yu. Frolova, A.K. Muzyrya, A.Yu. Simonov. Phys. Met. Metallography **114**, 12, 1031 (2013)].
- [36] Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов / Под ред. М.А. Мейерса, Л.Е. Мурра. Металлургия, М. (1984). 512 с. [Shock Waves and Phenomena of High-Speed Deformation of Metals / Eds M.A. Meyers, L.E. Murr. Plenum Press, NY (1981). 487 p.].
- [37] М.А. Meyers. Dynamic Behavior of Materials. John Wiley & Sons, N. Y. (1994). 448 p.

Редактор Е.В. Толстякова