

## ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЙ СТРУКТУРЫ, СОСТАВА И СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ, ОБРАБОТАННЫХ С ПОМОЩЬЮ УДАРНЫХ ВОЛН И ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

*Л. И. Миркин, Е. Ф. Смыслов*

Использование ударных волн и импульсов излучения лазера с целью направленного изменения структуры и свойств различных материалов представляет большой практический интерес. Высокие скорости деформации, нагрева и охлаждения, не достигаемые при других известных видах обработки, позволяют резко изменить концентрацию и распределение дефектов кристаллической решетки и как следствие — улучшить целый ряд свойств обрабатываемых материалов. Вопросам структурного исследования материалов, обработанных с помощью ударных волн и лазерного излучения, посвящены работы [1—4].

Целым рядом особенностей отличается поведение пористых тел при динамическом нагружении. В частности, при взрывном прессовании порошков резко возрастает роль теплового фактора [5, 6]. В работах [7—9], где рассматриваются вопросы ударного сжатия пористых цилиндрических тел, показано, что в пористом цилиндре возможно образование различных режимов ударного сжатия с течением за ударными волнами, характеризующимися большими градиентами скоростей частиц, давлений и температур. Это обстоятельство является причиной формирования неоднородной структуры прессовок, получаемых с помощью ударных волн.

В настоящей работе исследуются возможности использования ударных волн и лазерного излучения для обработки металлических порошков с целью получения монолитных упрочненных материалов, а также происходящих при этом изменений состава, структуры и свойств.

### Методика экспериментов

Воздействию ударных волн (УВ) и облучению световыми импульсами лазера подвергались порошки чистых металлов с различной температурой плавления и кристаллической структурой (Al, Ni, Mg, Mo, W, карбонильное железо и др.), а также порошки интерметаллического соединения  $\text{SmCo}_5$ , одного из новых материалов, используемых для изготовления постоянных магнитов с рекордными магнитными характеристиками. Динамические эксперименты по нагружению УВ проводились по схеме [7]. Применялись стальные цилиндрические контейнеры (ампулы) с внутренним диаметром 4—5, длиной 50 и толщиной стенок 2 мм. В качестве взрывчатого вещества использовались аммонит, гексоген и пластик со скоростями детонации 4,25; 5,6; 7,4 км/с соответственно.

Для проведения экспериментов по облучению использовался импульсный лазер ГОС-30М, работающий на длине волны 1,05 мкм, энергия импульса до 30 Дж, длительность  $10^{-3}$  с. Для предотвращения разлета порошка при испарении во время действия лазерного луча применялся ряд экспериментальных схем, описанных в [10]. При облучении использовались линзы с фокусным расстоянием 5—20 см, образцы устанавливались со значительной дефокусировкой лазерного луча (до 30%).

Изучение изменений структуры состава и свойств материалов, полученных после указанных воздействий, проводилось различными методами: металлографией (прибор МИМ-7), рентгенографией (установка ДРОН-1), рентгеноспектральным микроанализом (растровый микроанализатор типа IХА-50 фирмы «ДЖЕОЛ»), испытанием на микротвердость (ПМТ-3).

Рентгенографические оценки субструктурных характеристик (размеры областей когерентного рассеяния, величины среднеквадратичных микродеформаций решетки и их распределений в зависимости от области усреднения) получали на основе метода Фурье-анализа формы рентгеновских дифракционных линий по методике [11]. При этом коэффициенты Фурье подсчитывались с помощью ЭВМ БЭСМ-4.

### Результаты исследований и их обсуждение

Проведенные эксперименты показали, что оба вида импульсного воздействия приводят к получению из порошков монолитных материалов. В случае ударных волн — это цилиндрические прессовки с размерами, соответствующими размерам внутренней части используемых ампул. В результате лазерного облучения порошков получают спеченные образования толщиной в десятые доли миллиметра и размерами в поперечнике несколько миллиметров. В качестве примера на рис. 1 представлены фотографии образцов Мо и Ni, полученных из порошков в результате лазерного облучения, а на рис. 2 — их микроструктуры.

Макро- и микроскопическое исследование прессовок, полученных с помощью ударных волн, выявило во всех случаях, за исключением карбонильного железа, наличие двух отличающихся по внешнему виду и структуре зон — центральной и периферийной (рис. 3, 4) с резкой границей между ними. Размер центральной области составляет  $\sim 1$  мм в поперечном направлении, однако он не остается постоянным по всему продольному сечению (см. рис. 3, б).

Для некоторых ГЦК и ГПУ-металлов (Al, Ni, Mg), имеющих сравнительно невысокую температуру плавления, характерна крупно-

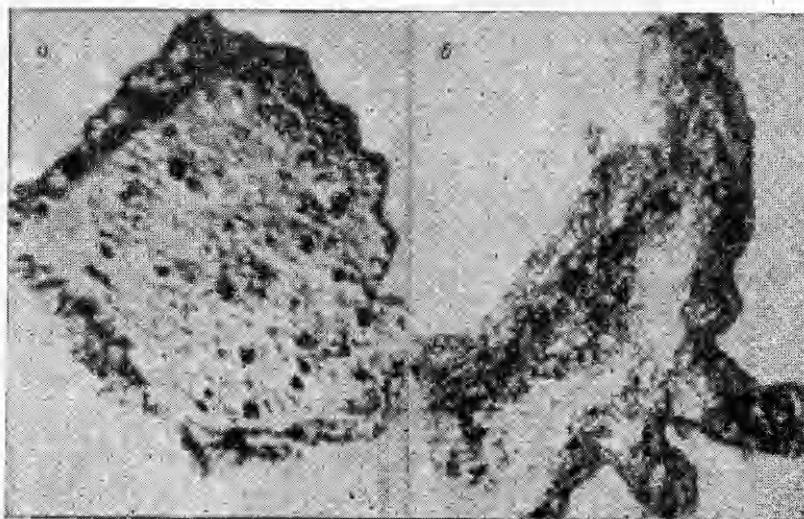


Рис. 1. Внешний вид образцов Мо (а) и Ni (б), полученных из порошков с помощью лазера;  $\times 15$ .

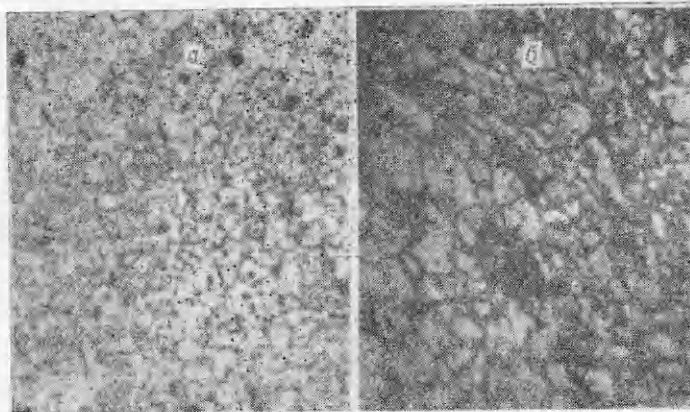


Рис. 2. Микроструктура Мо и Ni после облучения лазером (×450).

зернистая микроструктура в периферийной зоне и рыхлая, с большим числом микропор и каверн в центральной зоне. Для этих металлов микроструктуры обеих зон очень похожи друг на друга (см. рис.4, а, б).

В случае тугоплавких ОЦК-металлов (Мо, W) наблюдается обратная картина: периферийная зона содержит большое число пор с характерным кольцеобразным расположением вокруг центральной зоны, внутри которой поры практически отсутствуют (см. рис. 3, а). Металлографический размер зерна в обеих зонах одинаков (см. рис. 4, в). Микроструктура центральной зоны образца молибдена, полученного с помощью ударных волн, во многом сходна с микроструктурой молибдена, полученного в результате лазерного облучения. Это обстоятельство дает возможность предположить, что в центральной зоне происходили процессы высокоскоростного плавления и отвердевания, аналогичные процессам при лазерном воздействии.

Неоднородность микроструктуры в случае взрывного прессования

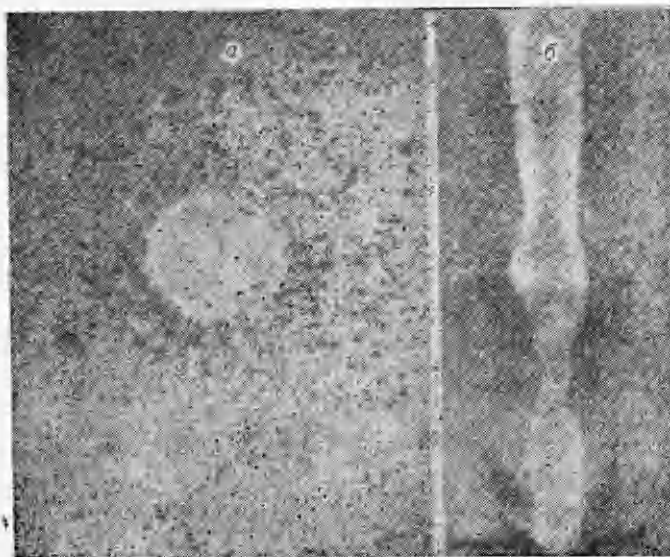


Рис. 3. Макрошлифы образцов, полученных с помощью УВ.  
а) Мо (поперечное сечение, снимок до травления, ×70); б) Ni (продольное сечение, ×7).



Рис. 4. Микроструктуры периферийных и центральных зон образцов, полученных с помощью УВ.  
а) Ni; б) Mg; в) Mo:  $\times 150$ .

приводит к неоднородности свойств, в частности микротвердости. При этом у Al, Ni, Mg более упрочняется периферийная зона, а у Mo и W твердость центральных зон значительно выше твердости периферийных зон. Например, среднее значение микротвердости периферийной и центральных зон соответственно составляло: для никеля  $H=220$  и  $100$  кг/мм<sup>2</sup>, для молибдена  $H=180$  и  $255$  кг/мм<sup>2</sup>. В результате облучения  $H_{Ni}=136$  кг/мм<sup>2</sup>,  $H_{Mo}=150$  кг/мм<sup>2</sup>.

В некоторых случаях, варьируя условия экспериментов по ударному нагружению и облучению (мощность взрывчатого вещества, исходная дисперсность порошков, величина дефокусировки и др.), можно получить одинаковую твердость для образцов, упрочненных с помощью ударных волн и лазерного облучения. Характерно при этом существенное различие в механизмах упрочнения, о чем, в частности, свидетельствуют результаты субструктурных исследований. В табл. 1 приведены некоторые из таких результатов, а также показано влияние исходной дисперсности  $d$  на субструктуру и твердость облучаемых образцов на примере карбонильного железа.

Качественно аналогичные результаты были получены и на алюминии, микротвердость образцов которого для случая воздействия ударных волн и облучения составляла 36 и 37 кг/мм<sup>2</sup> соответственно.

Приведенные в таблице данные показывают, что в случае воздействия ударных волн среднеквадратичная величина микродеформаций  $\varphi$  возросла более чем на порядок по сравнению с исходной. В облу-

Таблица 1

Вид воздействия	$d$ , мм	$\beta$ , мрад		$l$ , Å	Средне- квадратич- ная вели- чина де- формации ( $H_{cp} \cdot 10^3$ )	$H$ , кг/мм <sup>2</sup>
		110	120			
Ударные волны	130	1,90	16,30	730	2,46	192
	130	2,00	9,70	620	0,44	175
Излучение лазера	130—350	1,51	5,00	820	0,31	145
	350—500	1,39	3,10	940	0,24	109
Исходный порошок	130	1,30	1,90	960	0,17	—

Примечание.  $\beta$  — ширина рентгеновских линий;  $l$  — размер блоков.

ченых же образцах микродеформации небольшие по величине. Это свидетельствует о том, что в первом случае имеет место деформационный механизм упрочнения, обусловленный сильными сдвиговыми деформациями во фронте ударной волны. В случае лазерного воздействия преобладают тепловые эффекты, связанные с поглощением энергии световых импульсов и плавлением вещества. Небольшие механические эффекты при этом, видимо, связаны с процессами высокоскоростного нагрева и охлаждения вещества, т. е. имеет место термомеханическое упрочнение. Из табл. 1 видно также закономерное изменение субструктуры и твердости получаемых при облучении материалов в зависимости от исходной дисперсности.

Одним из важных факторов, влияющих на изменение субструктуры и твердости материалов, получаемых при взрывной обработке порошков, является скорость детонации  $D$  используемого взрывчатого вещества. Об этом свидетельствуют результаты экспериментов по ударному сжатию  $Mo$  с использованием различных взрывчатых веществ (табл. 2). Увеличение скорости детонации (мощности) ВВ приводит к росту размеров областей когерентного рассеяния (блоков мозаики), уменьшению величин микродеформаций и соответствующему уменьшению твердости. Это указывает на возрастающую роль теплового фактора, что и приводит к тепловой рекристаллизации вещества. Во всех случаях для  $Mo$  центральные зоны остаются более упрочненными, нежели периферийные.

Таким образом, воздействие ударных волн и лазерного излучения на порошки чистых металлов приводит к изменениям структуры и свойств, причем эти изменения в сильной степени зависят как от свойств металлов, так и от экспериментальных условий.

В качестве примера изменения состава под действием лазерного излучения и УВ, а также возможного использования этих видов воздействия для обработки некоторых новых материалов приведем результаты экспериментов с порошком  $SmCo_5$ . Перспективность использования УВ и лазерного излучения для некоторых видов обработки этого соединения связана как с преимуществами взрывного прессования, так и с возможностью получения новых многокомпонентных сплавов на основе  $Sm-Co$ .

Проведенные эксперименты показали различие в поведении порошков  $SmCo_5$  в условиях нагружения УВ и облучения световыми импульсами лазера. Обычным эффектом взрывной обработки этих порошков является сильное размытие рентгеновских дифракционных линий (рис. 5), что свидетельствует об увеличении дефектности кристаллической структуры. Фурье-анализ формы линий (101), (202), (110) и (220) показал, что размытие обусловлено как сильным дроблением блоков мозаики (до размеров 150—200 Å при размерах в исходном порошке 700—1000 Å), так и возникновением больших по величине микродеформаций решетки (до  $5 \cdot 10^{-3}$ ). Сравнение с результатами статического прессования до той же плотности получаемых прессовок ( $\delta=92\%$ ) выявило еще одну особенность тонкой кристаллической структуры при ударном прессовании — очень крутой ход зависимости величины микродеформации от области усреднения, что указывает на крайне неоднородное распределение дислокаций. Микротвердость получаемых прессовок с помощью УВ составляла 640 кГ/мм<sup>2</sup> (для срав-

Т а б л и ц а 2

Зона упрочнения	$l, \text{Å}$	$D, \text{км/с}$	$H_{\text{ср}} \cdot 10^3$	$H, \text{кГ/мм}^2$
Периферия	320	4,2	2,40	250
	410	5,6	2,15	180
	690	7,4	1,84	165
Центр	290	4,2	3,90	280
	330	5,6	3,61	255
	370	7,4	1,69	224



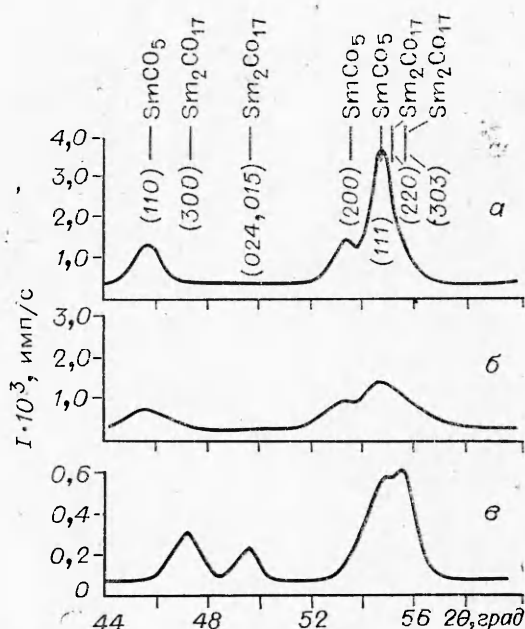


Рис. 5. Рентгенограммы порошка  $\text{SmCo}_5$  ( $2\theta$  — угол скольжения).  
а) исходный порошок; б) после воздействия УВ;  
в) после облучения.

ния  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ . Об этом свидетельствуют результаты рентгенофазового анализа (см. рис. 5). При этом, несмотря на высокую активность Sm при высоких температурах, не образуется каких-либо его окислов. Дополнительные исследования облученных образцов с помощью микроанализатора выявили также области в микрообъемах, обогащенные Sm.

В заключение отметим, что в настоящее время проводятся дальнейшие исследования по изучению поведения соединения  $\text{SmCo}_5$  в условиях динамических воздействий с целью их использования для некоторых видов обработки и получения многокомпонентных сплавов типа Sm—Co—Ni, Sm—Co—Cu и др.

Рязанский государственный  
педагогический институт

Поступила в редакцию  
11/VI 1975

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Л. И. Миркин. Физические основы обработки материалов лучами лазера. М., Изд-во МГУ, 1975.
2. А. А. Дерибас. Физика упрочнения и сварка взрывом. Новосибирск, «Наука», 1972.
3. С. С. Бацанов. Изв. АН СССР, Неорганические материалы, 1970, 6, 4.
4. Г. Н. Эпштейн, О. А. Кайбышев. Высокоскоростная деформация и структура металлов. М., «Металлургия», 1971.
5. Я. Б. Зельдович, Ю. П. Райзер. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений. М., 1966.
6. Л. В. Альтшулер. УФН, 1965, 85, 2.
7. С. С. Бацанов. ИФЖ, 1967, 12, 104.
8. А. М. Ставер, М. П. Бондарь. Динамика сплошной среды. Вып. 5. Новосибирск, 1971.
9. А. А. Дерибас, А. М. Ставер. ФГВ, 1974, 10, 4.
10. И. В. Газуко, Л. И. Миркин, Л. Л. Крапивин. Порошковая металлургия, 1974, 1.
11. Б. И. Уоррен. Усп. физ. металлов, 1963, 5.

нения укажем, что для литых образцов  $\text{SmCo}_5$   $H=250$  кГ/мм<sup>2</sup>).

Увеличение мощности используемых взрывчатых веществ, как и в случае порошков чистых металлов, может приводить к обратному процессу совершенствования структуры, о чем говорит появление точечных рефлексов на дебаеграммах. Таким образом, в порошках  $\text{SmCo}_5$  при воздействии УВ в зависимости от условий экспериментов могут происходить разнообразные структурные изменения: от сильнейшего дефектообразования (дробления блоков, возникновения больших микродеформаций решетки, увеличения плотности дислокаций и др.) до процессов типа отжига и рекристаллизации.

Облучение порошков  $\text{SmCo}_5$  приводит к изменению состава и получению соедине-