

# ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И МЕДИ

И.В. Хомская<sup>1</sup>, В.И. Зельдович<sup>1</sup>, Е.В. Шорохов<sup>2</sup>,  
Н.Ю. Фролова<sup>1</sup>, А.Э. Хейфец<sup>1</sup>



<sup>1</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева  
Уральского отделения РАН, Екатеринбург



<sup>2</sup>Российский Федеральный ядерный центр–ВНИИ технической  
физики, имени академика Е.И. Забабахина, Снежинск

*Посвящается светлой памяти академика Б.В. Литвинова*

# Классификация ударно-волновых воздействий

Способы нагружения ударными волнами ( УВ )

плоские УВ

мощные сходящиеся УВ

обработки с применением УВ

# Классификация ударно-волновых воздействий

## Способы нагружения ударными волнами (УВ)

**плоские УВ**

**мощные сходящиеся УВ**

**обработки с применением УВ**

$P = 7,6 - 39$  ГПа

$T = 50 - 260$  °С

на фронте УВ

$T = 30 - 130$  °С

после разгрузки

Длительность импульса  
сжатия  $\sim 5 \cdot 10^{-6}$  с;

остаточная деф.  $\leq 5\%$

образцы-пластины  
20x30мм h=2-3мм

А.А. Дерибас, А.Н. Киселев,  
Т.М. Соболенко  
(ИГ СО РАН, Новосибирск)

Е.Ф. Грязнов  
(МГТУ им  
Н.Э.Баумана)

# Классификация ударно-волновых воздействий

## Способы нагружения ударными волнами (УВ)

### плоские УВ

$P = 7,6 - 39$  ГПа  
 $T = 50 - 260$  °С  
на фронте УВ  
 $T = 30 - 130$  °С  
после разгрузки  
Длительность импульса  
сжатия  $\sim 5 \cdot 10^{-6}$  с;  
остаточная деф.  $\leq 5\%$   
образцы-пластины  
20x30мм h=2-3мм

А.А. Дерибас, А.Н. Киселев,  
Т.М. Соболенко  
(ИГ СО РАН, Новосибирск)  
Е.Ф. Грязнов  
(МГТУ им  
Н.Э.Баумана)

### мощные сходящиеся УВ

$P = 42 - 130$  ГПа  
 $T = \leq 300$  °С  
 $V_{\text{деф.}} \sim 10^6 - 10^7$  с<sup>-1</sup>

цилиндрические образцы  
d=20:h=30 мм: d=60: h=30мм

#### Несферические УВ

Количество точек  
инициирования заряда 1-8  
 $P = 36 - 110$  ГПа  
 $T = \leq 700$  °С  
шары d=60 и 80мм

#### Квазисферические УВ

Кол-во точек - 12  
 $P = 40 - 300$  ГПа  
 $T = 100 - 2000$  °С  
шары d=40 и 60мм

рук. академик Б.В. Литвинов  
Н.П. Пурыгин, М.А. Лебедев,  
В.И. Бузанов, Н.Д. Матушкин  
(РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск)

### обработки с применением УВ

# Классификация ударно-волновых воздействий

## Способы нагружения ударными волнами (УВ)

### плоские УВ

$P = 7,6 - 39$  ГПа

$T = 50 - 260$  °С

на фронте УВ

$T = 30 - 130$  °С

после разгрузки

Длительность импульса сжатия  $\sim 5 \cdot 10^{-6}$  с

остаточная деф.  $\leq 5\%$

образцы-пластины  $\sim 20 \times 30$  мм;  $h = 2 - 3$  мм

А.А. Дерibas, А.Н. Киселев,  
Т.М. Соболенко  
(ИГ СО РАН, Новосибирск)  
Е.Ф. Грязнов  
(МГТУ им  
Н.Э.Баумана)

### мощные сходящиеся УВ

$P = 42 - 130$  ГПа

$T = \leq 300$  °С

$V_{\text{деф.}} \sim 10^6 - 10^7$  с<sup>-1</sup>

цилиндрические образцы  
 $d = 20; h = 30$  мм;  $d = 60; h = 30$  мм

#### Несферические УВ

Количество точек инициирования заряда 1-8

$P = 36 - 110$  ГПа

$T = \leq 700$  °С

шары  $d = 60$  и  $80$  мм

#### Квазисферические УВ

Кол-во точек - 12

$P = 40 - 300$  ГПа

$T = 100 - 2000$  °С

шары  $d = 40$  и  $60$  мм

рук. академик Б.В. Литвинов  
Н.П. Пурыгин, М.А. Лебедев,  
В.И. Бузанов, Н.Д. Матушкин  
(РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск)

### обработки с применением УВ

Поток частиц SiC и Cr, ускоренных взрывом

Размер частиц  $\sim 60$  мкм

$V_{\text{потока}} = 1$  км/с  
плотность  $> 1$  г/см<sup>3</sup>

$P = 8 - 12$  ГПа

Длительность воздействия  $\sim 1 - 2 \cdot 10^{-4}$  с

образцы  $d = 10 - 12$  мм;  
 $l = 50$  мм

рук. С.М. Ушеренко,  
О.А. Дыбов, НИИ  
импульсных процессов  
БГНПК порошковой  
металлургии, Минск,  
Беларусь

#### ДКУП

$V_n = 100 - 500$  м/с

$V_{\text{деф.}} \sim 10^4 - 10^5$  с<sup>-1</sup>

$P \leq 2$  ГПа

$T = \leq 250$  °С

Кол-во проходов 1-4  
Длительность одного прохода  $\sim 5 \cdot 10^{-4}$  с

образцы  $d = 16$  мм;  
 $l = 65$  мм

рук. Е.В. Шорохов,  
И.Н.  
Жгилев,  
П.А. Насонов  
А.А. Ушаков, К.В.  
Гаан,  
А.А. Гранский (РФЯЦ-  
ВНИИТФ, Снежинск)

# Фазовые переходы, вызванные действием высоких статических и динамических давлений

МАТЕРИАЛЫ

**сплавы Fe-Ni**

Fe-0,01%C-5,8%Ni, исходная структура: феррит

ИСХОДНЫЕ СТРУКТУРЫ:

Fe-0,1%C-6,0%Ni и Fe-0,2%C-5,9%Ni; феррит+зернистый цементит

(исх.обработка -деформация на 20-25%, отжиг в  $\alpha$ -состоянии при 600-630°C, 2-6 час)

Fe-0,01%C-28,1%Ni, пакетный (реечный) мартенсит

(исх.обработка -закалка от 1050°C+охлаждение при -196°C)

СПОСОБЫ НАГРУЖЕНИЯ:

**нагрев под квазигидростатическим давлением P=8 ГПа;**

(К.М. Демчук и А.Н. Мартемьянов, ИФМ УрО РАН)

**нагужение плоскими ударными волнами с P=7,6-39 ГПа**

(А.Н. Киселев, А.А. Дерibas; Т.М. Соболенко, ИГ СО РАН, Новосибирск;

Е.Ф. Грязнов, МГТУ им Н.Э.Баумана, Москва)

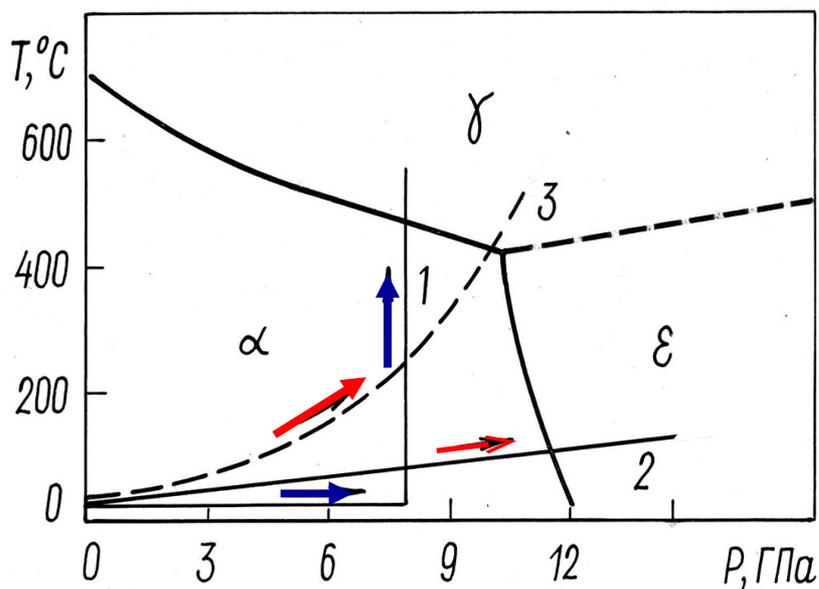


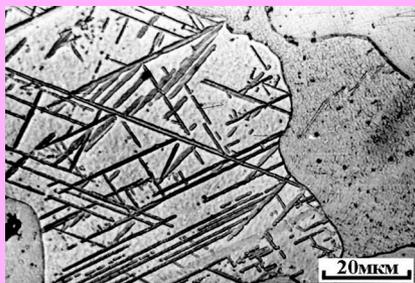
Схема T-P диаграммы  
сплава Fe-6%Ni

**1**–линия изменения давления (P) и температуры (T)  
в опытах при нагреве под давлением 8 ГПа;

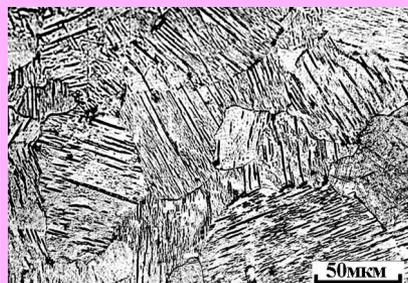
**2, 3**– при нагружении ударными волнами.

# $\alpha \rightarrow \epsilon$ превращение в сплаве Fe-0,01%С-6%Ni с ферритной структурой при нагружении плоскими ударными волнами (УВ) с $P=12-39$ ГПа

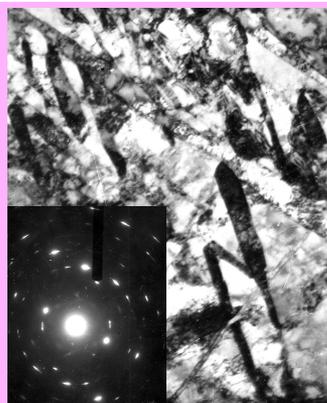
Влияние амплитуды давления на полноту  $\alpha \rightarrow \epsilon$  превращения



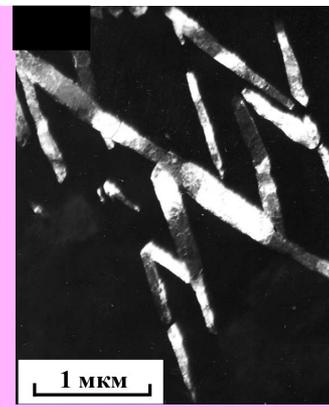
15 ГПа



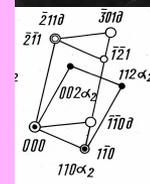
39 ГПа



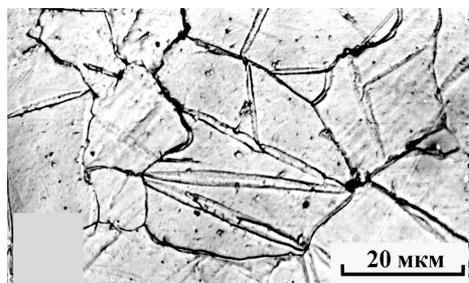
с.п.



т.п. в рефл.  $200\alpha_2$  (о.з.  $[110]\alpha_2$ ); в рефл.  $110\alpha_d$   $[113]\alpha_d$



Группировки пластинчатых кристаллов, претерпевших цикл  $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  превращений ( $P = 39$  ГПа)



нагрев до  $480^\circ\text{C}$  под  $P=8$  ГПа

Линзовидные кристаллы  $\gamma$ -фазы возникают сдвиговым механизмом за счет существенного на ( $220^\circ\text{C}$ ) понижения температуры начала  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения условиях квазигидростатического давления и, вследствие этого, замедления скорости релаксационных процессов

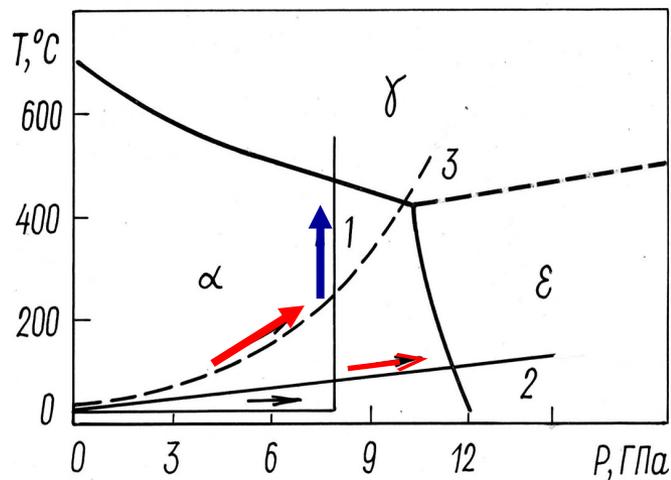
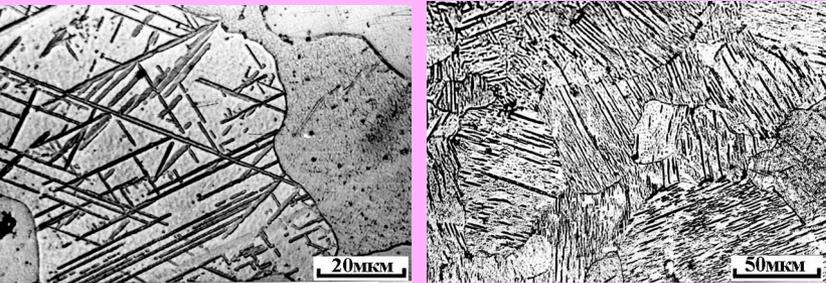


Схема T-P диаграммы сплава Fe-6%Ni

- 1—линия изменения давления (P) и температуры (T) в опытах при нагреве под давлением 8 ГПа;
- 2, 3— при нагружении ударными волнами.

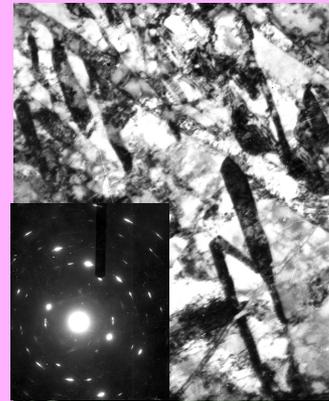
# $\alpha \rightarrow \varepsilon$ превращение в сплаве Fe-0,01%С-6%Ni с ферритной структурой при нагружении ударными волнами (УВ) с $P=12-39$ ГПа

Влияние амплитуды давления на полноту  $\alpha \rightarrow \varepsilon$  превращения

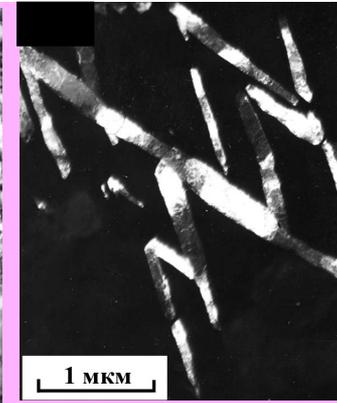


15 ГПа

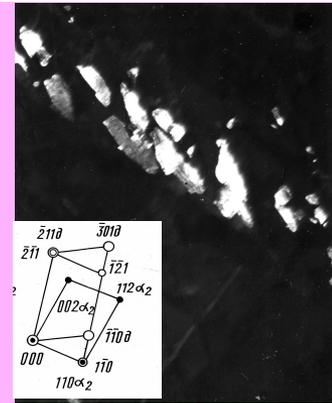
39 ГПа



с.п.

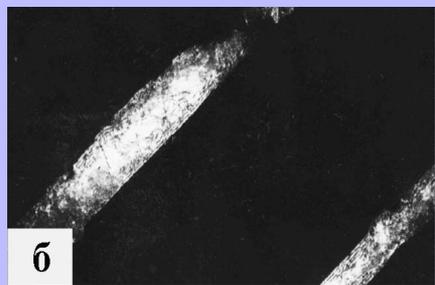
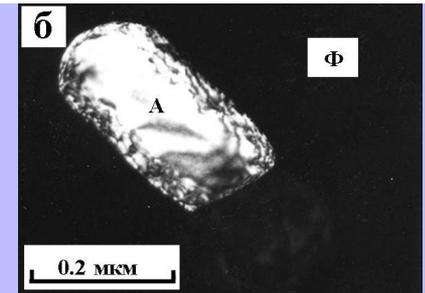
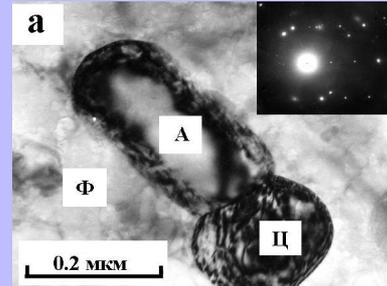
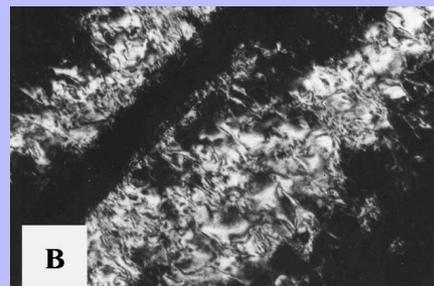
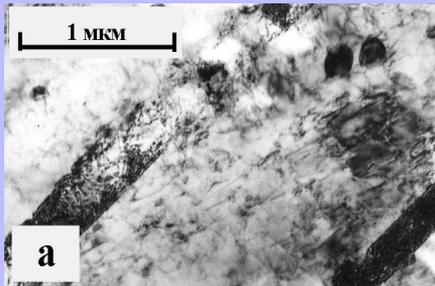


т.п. в рефл.  $200\alpha_2$  (о.з.  $[110]_{\alpha_2}$ ); в рефл.  $110\alpha_d$   $[113]_{\alpha_d}$



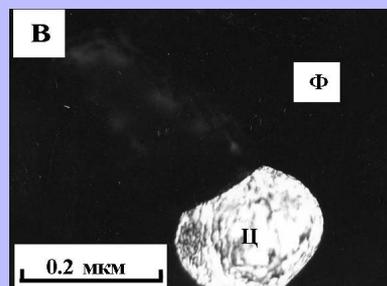
Группировки пластинчатых кристаллов, претерпевших цикл  $\alpha \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$  превращений ( $P = 39$  ГПа)

## $\alpha \rightarrow \varepsilon$ и $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в сплаве Fe-0,2%С-6%Ni со структурой феррит + зернистый цементит при нагружении УВ с $P=12$ ГПа



Пластинчатые кристаллы  $\varepsilon$ -фазы:

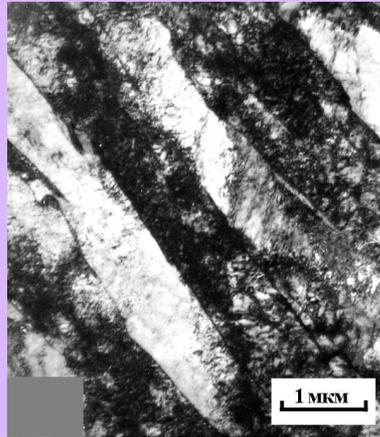
а - светлоспольное изображение;  
б, в - темнопольные изображения  
б - в рефлексе  $110_{\alpha}$  ось зоны  $[117]_{\alpha}$   
в - в рефлексе  $132_{\alpha}$ ; о.з.  $[325]_{\alpha}$



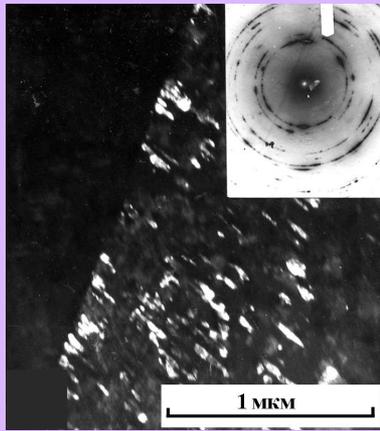
Дисперсный кристалл  $\gamma$ -фазы (А), образовавшийся на межфазной границе Ф/Ц :

а - с.п. ; б, в - т.п. :  
б- в рефлексе  $110_{\alpha}$ ;  
в - рефлексе

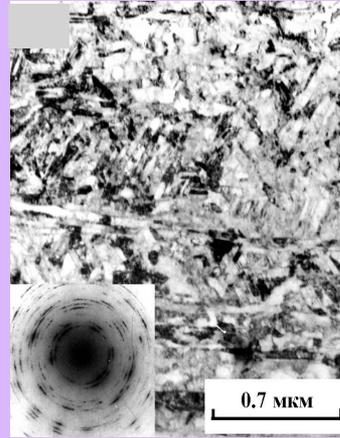
# $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение в сплаве Fe-28,1%Ni с мартенситной структурой при нагружении ударными волнами с $P=8-39$ ГПа



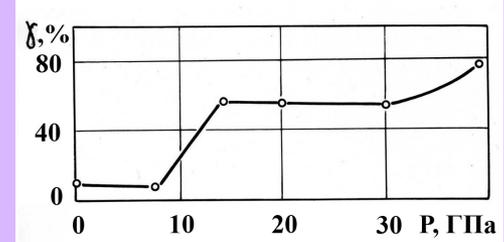
Исходная структура



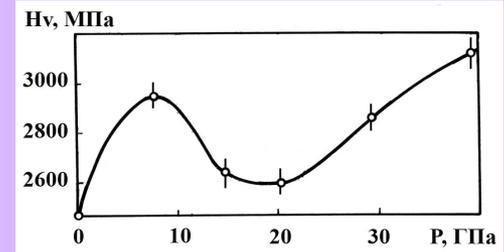
Дисперсные  $\gamma$ - кристаллы,  
 $P=29,5$  ГПа



ГЦК - мартенсит,  
 $P=39$  ГПа

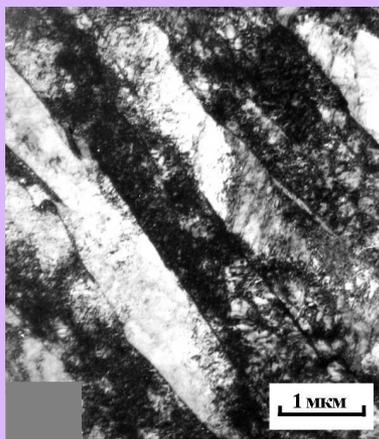


Зависимость количества образующейся  $\gamma$ -фазы от давления в ударной волне (магнитные измерения)

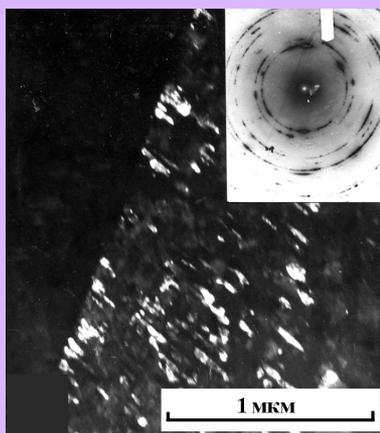


Изменение твердости сплава от давления в ударной волне.

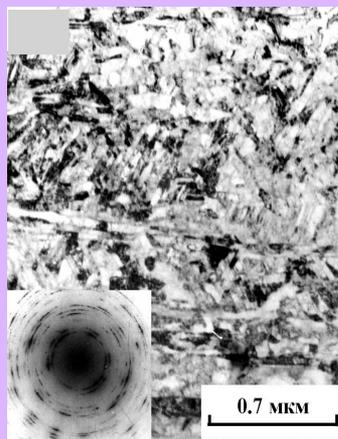
# $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение в сплаве Fe-28,1%Ni с мартенситной структурой при нагружении ударными волнами с $P=8-39$ ГПа



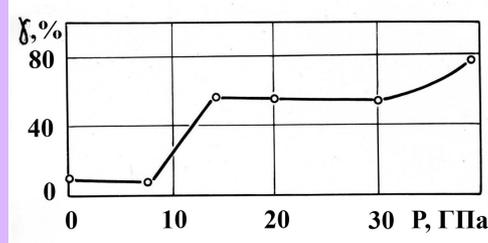
Исходная структура



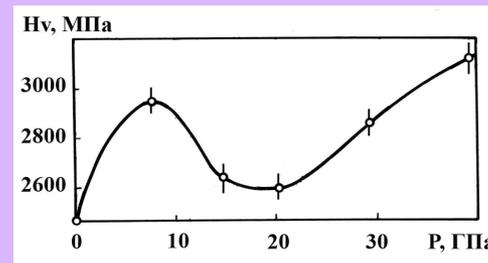
Дисперсные  $\gamma$ - кристаллы,  $P= 29,5$  ГПа



ГЦК - мартенсит,  $P=39$  ГПа

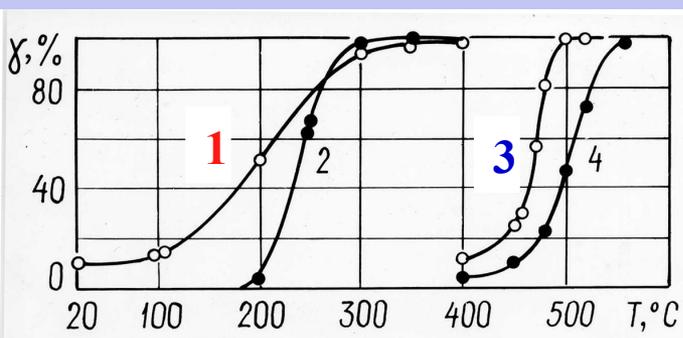


Зависимость количества образующейся  $\gamma$ -фазы от давления в ударной волне (магнитные измерения)



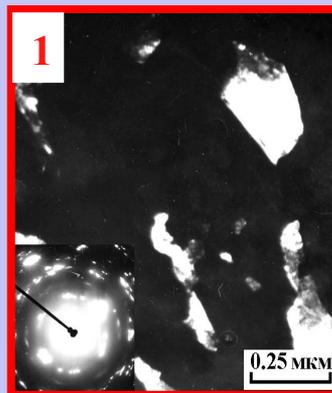
Зависимость твердости сплава от давления в ударной волне.

## при нагреве под давлением 8 ГПа

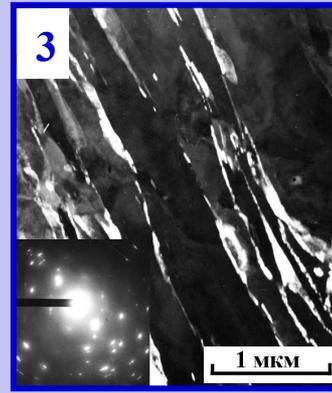


под давлением 8 ГПа

без давления



200°C;  $P=8$  ГПа



480°C; без давления

Зависимость количества образующейся  $\gamma$ -фазы от  $T_n$ : 1, 2 - под  $P=8$  ГПа;

3, 4 - без давления;

1, 3 - недеформированное состояние;

2, 4 - деформация 98,6%

Установлен механизм образования ГЦК мартенсита при УВН. Высокое  $P$  в сжимающем импульсе приводит к мгновенному ( $\sim 5 \cdot 10^{-6}$  с) образованию большого числа центров зарождения  $\gamma$ - фазы. Наклеп, вносимый высокоскоростной деформацией ( $10^6-10^7$  с $^{-1}$ ), изменяет напряженное состояние исходной мартенситной структуры, способствует возникновению центров  $\gamma$ -фазы с различной ориентацией и одновременно препятствует их росту, из-за потери когерентной связи между  $\gamma$ -кристаллами и мартенситом. Эти изменения обуславливают нарушение кристаллографической обратимости  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения, в результате образуется большое количество нанокристаллов  $\gamma$ -фазы с ориентациями, отличающимися от исходной.

# Деформационные эффекты, структурные и фазовые превращения в сплавах при нагружении мощными ударными волнами ( P = 30-200 ГПа)

МАТЕРИАЛЫ и  
ИСХОДНЫЕ СТРУКТУРЫ:

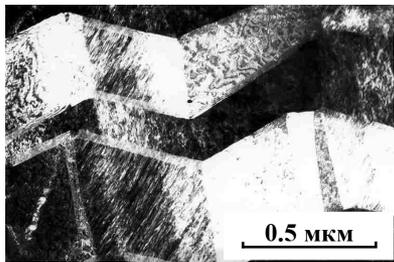
стали: Ст 3 (0,14-0,22 %C) и 45 (0,40-0,45 %C), двухфазная (феррито-перлитная)  
латунь Л63 (Cu-37%Zn), двухфазная-( $\alpha$ + $\beta$ ); бронза Cu-12,5% Al, пластинчатая ( $\beta$ )  
ВТЗ-1 (Ti-5,5 Al-2,0 Mo-1,3 Cr); пластинчатая двухфазная -( $\alpha$ + $\beta$ )  
Д16 (Al-4,4Cu-1,5Mg-0,6Mn) двухфазная- ( $\alpha$  -фаза+частицы интерметаллида)  
Н32 (Fe-31,8Ni-0,05C); аустенит или мартенсит+аустенит

ОБРАЗЦЫ,  
СХЕМЫ и ПАРАМЕТРЫ  
НАГРУЖЕНИЯ:

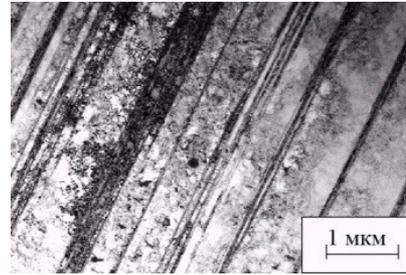
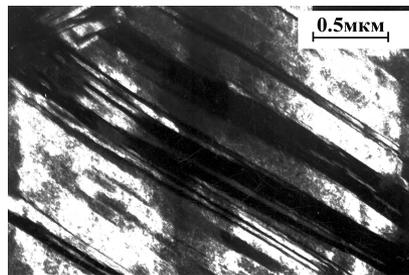
цилиндры: d=20, h=30 мм; и d=60, h=30 мм; P= 42–130 ГПа; T =  $\leq$  300°C  
шары d=40, 60 и 80 мм (2-12 точек инициир.заряда ВВ); P= 36–300 ГПа; T=100-2000°C

Постановку и проведение взрывных экспериментов осуществляли Н.П. Пурыгин, М.А. Лебедев, В.И. Бузанов, Н.Д. Матушкин, руководитель академик Б.В. Литвинов, РФЯЦ–ВНИИТФ (Снежинск)

## Эффекты равномерной деформации при УВН ( P = 30-100 ГПа)

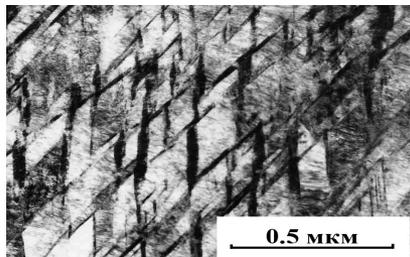


т.п. в рефлексе 111 $\alpha$ , о.з. [110] гцк

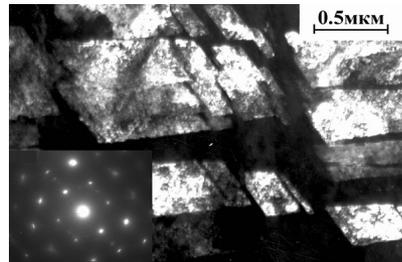


Однотипное двойникование  
нескольких кристаллов  
 $\beta$ -мартенсита в Cu-12,5 %Al

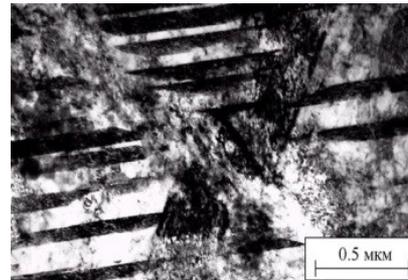
Двойники одной системы в  
Cu-37%Zn и в спл. Fe-  
31,8%Ni с аустенитной  
структурой



Бронза Cu-12,5% Al



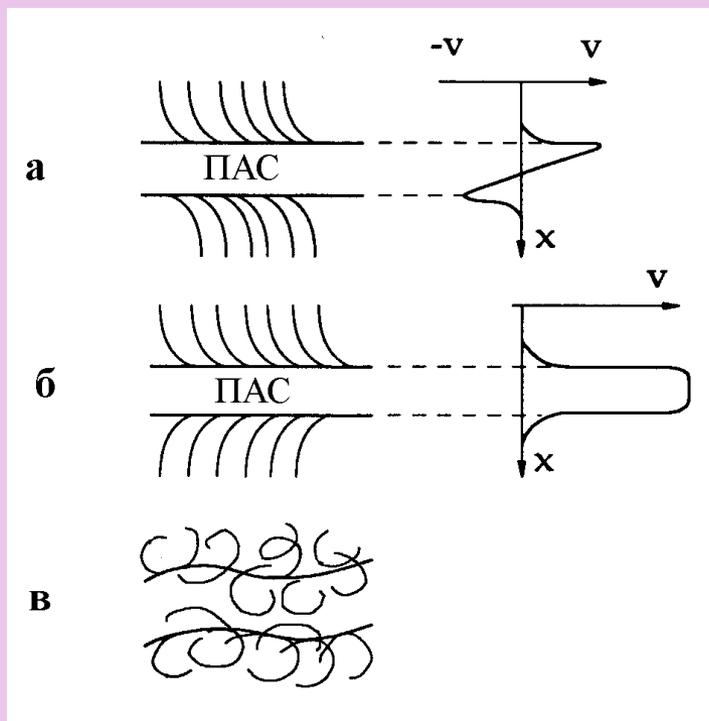
Латунь Cu-37%Zn  
т.п. в рефлексе 111 $\alpha$ , о.з. [110] гцк



Сплав Fe-31,8%Ni-0,05%C

Двойники двух систем

# Классификация типов локализованного течения при нагружении УВ

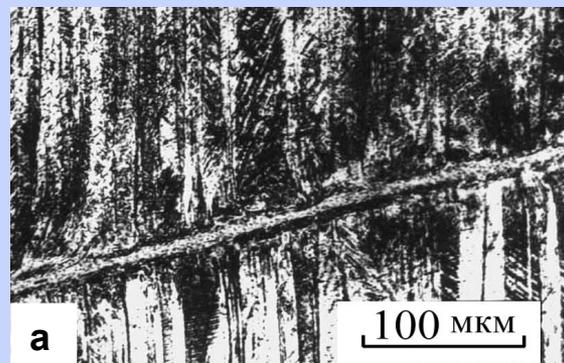


**Три типа локализованного течения** и профили скорости частиц вещества

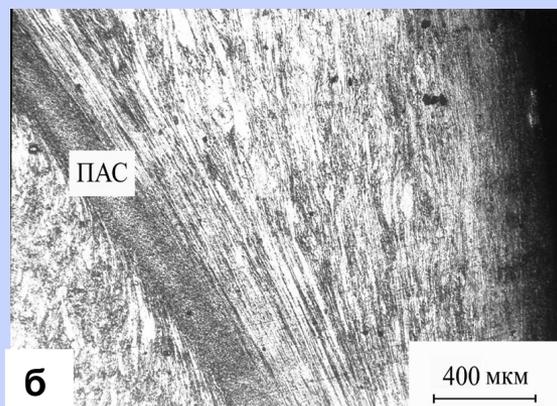
**а - сдвиговое**, обусловленное деформацией сдвига одной части образца относительно другой;

**б - струйное (кумулятивное)**, связанное с переносом вещества внутри некоторой полосы или трубки;

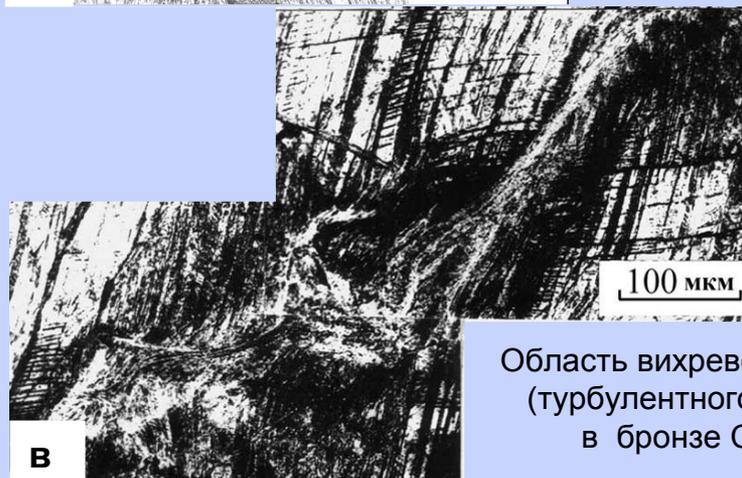
**в - вихревое (турбулентное)** течение, при котором вектор скорости частиц вещества непрерывно изменяется.



ПАС со сдвиговым типом течения в бронзе Cu-12,5%Al



ПАС со струйным типом течения в меди (99,8%Cu)



Область вихревого (турбулентного) течения в бронзе Cu-12,5%Al

# Эффекты локализованной деформации и разрушения с $P = 40-100$ ГПа

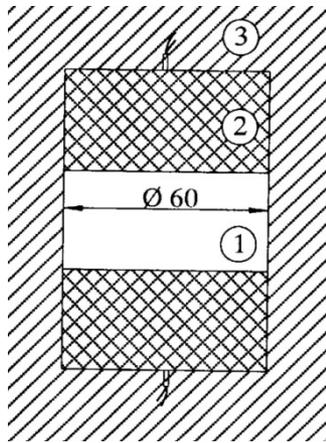
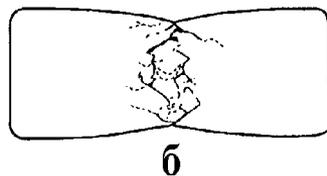
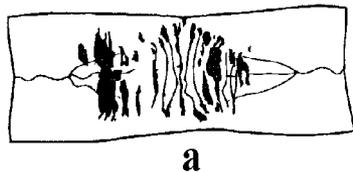


Схема нагружения :

1-образец, 2-заряды ВВ,  
3-массивный стальной корпус

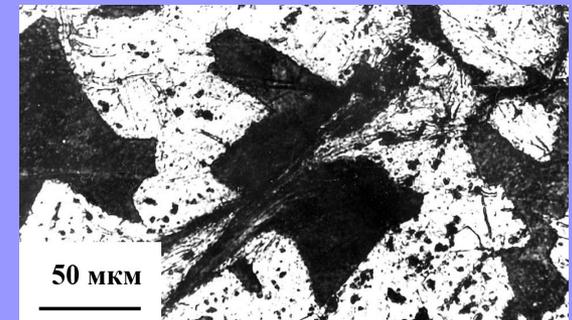
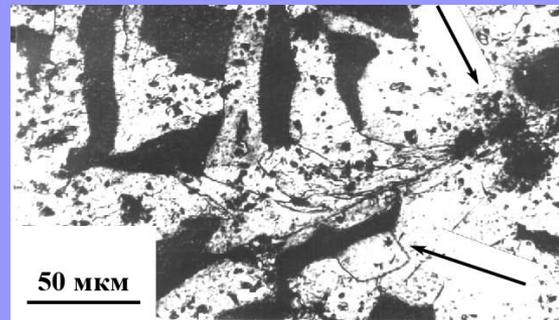
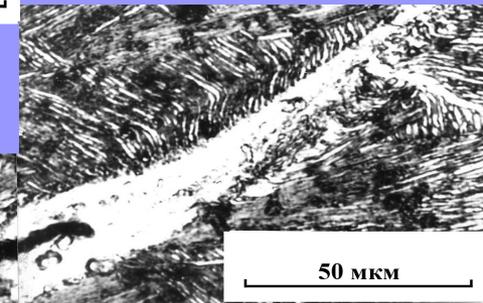
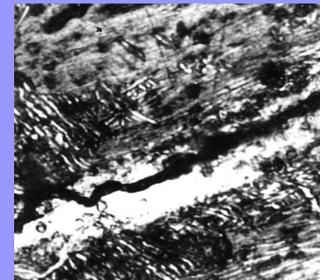


Вид плоскостей разреза  
дисков из стали Ст3 (а)  
и сплава ВТЗ-1 (б);

сплошные линии - трещины,  
штриховые – ПАС,  
темные области – поры.



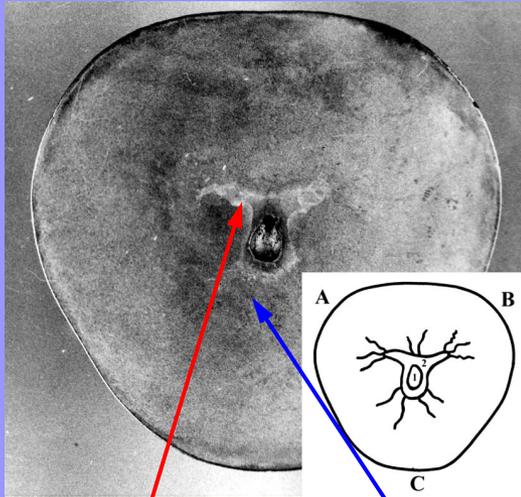
Зарождение трещин в ПАС в сплаве ВТЗ-1



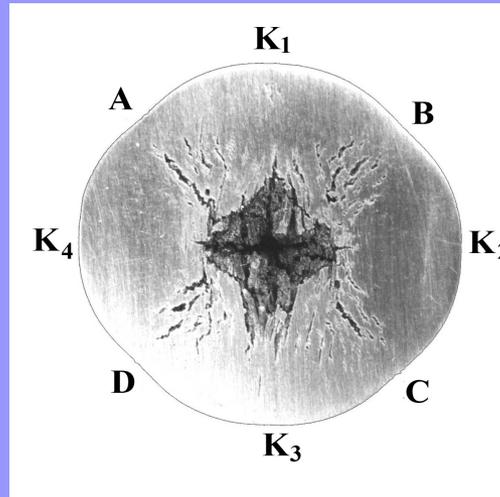
Зарождение трещины в области локализованной деформации в феррите и дробление перлитного участка в зоне локализованного течения Ст 3

# Эффекты локализованной деформации и разрушения при нагружении шаровых образцов сходящимися ударными волнами

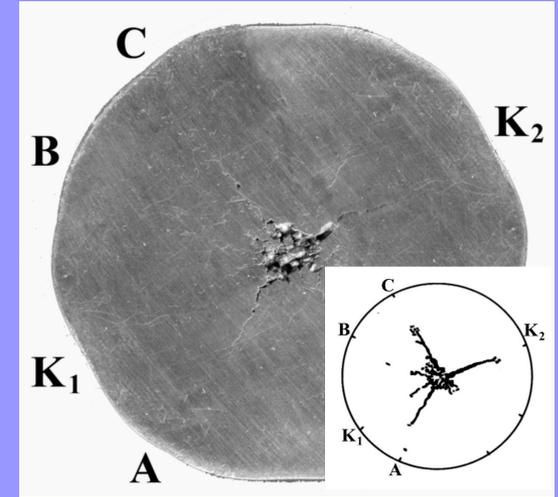
Вид диаметральных плоскостей разреза шаровых образцов после нагружения  $K_1, K_2, K_3, K_4$  – проекции точек инициирования, A, B, C, D – места столкновения детонационных волн



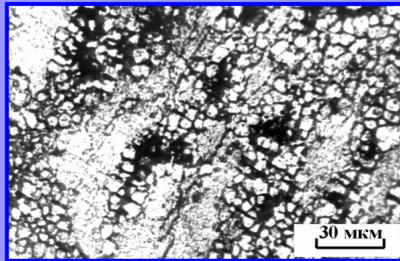
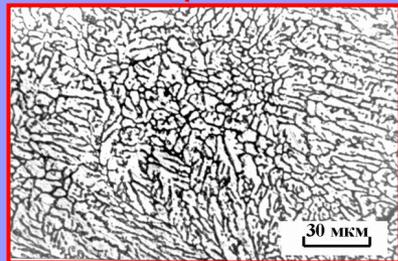
Дюралюминий Д16,  $d=60\text{мм}$ , 4 точки (квазитетраэдр);  $P=36-100\text{ ГПа}$



Сталь Ст 3,  $d=80\text{ мм}$ , 6 точек (квазикуб);  $P = 40-110\text{ ГПа}$



Латунь Л63,  $d= 60\text{мм}$ , 12 точек (квазидодекаэдр);  $P=40-150\text{ ГПа}$



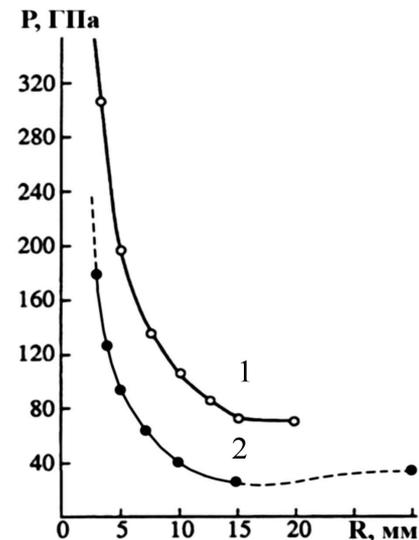
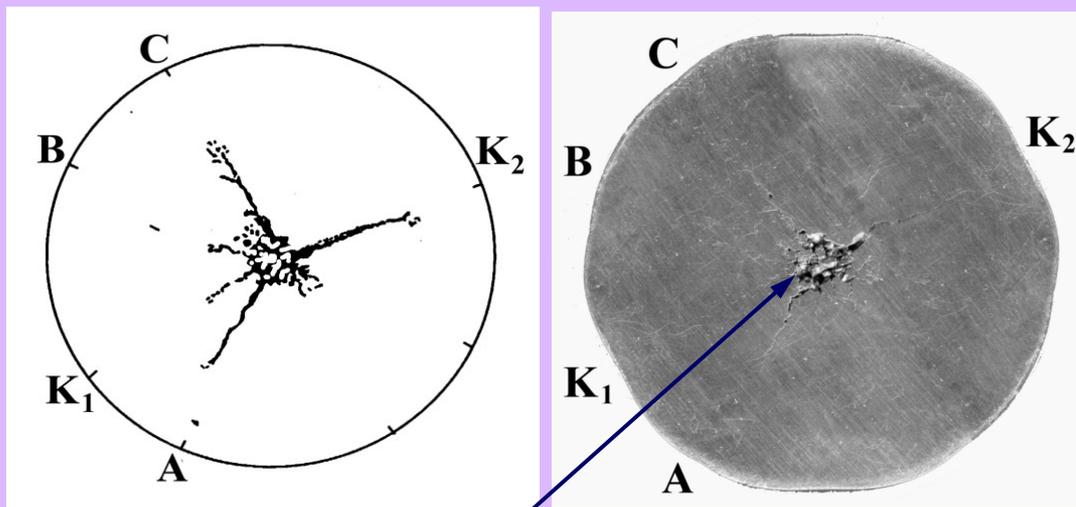
Появление радиальных трещин на расстоянии  $\sim 0,5 r$  шара означает, что высокоскоростная (с характерным временем  $\sim 10^{-5}\text{ с}$ ) деформация всестороннего растяжения достаточна для разрушения латуни. Величина развиваемых при этом растягивающих напряжений по оценке составляет  $\sim 1,3\text{ ГПа}$  т.е. близка к откольной прочности латуни ( $1,75\text{ ГПа}$ ), измеренной при  $V_{\text{деф}} = 5 \cdot 10^5 \cdot \text{с}^{-1}$  [Г.И.Канель, Разоренов, Фортов.] и  $\sim 5$  раз превышает ее статический предел прочности ( $0,25\text{ ГПа}$ ).

дендритная структура;  
 $P \geq 90\text{ ГПа}$ ;  $T \geq 660^\circ\text{C}$ ,

частичная  
рекристаллизация  
 $\alpha$  - фазы

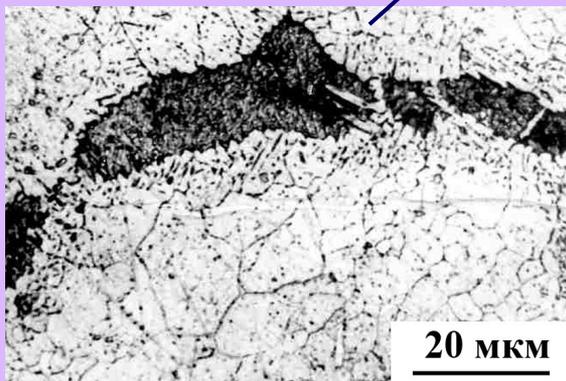
# Микроструктура шара $d=60$ мм из латуни Л63 (Cu-37%Zn) после нагружения квазисферическими ударными волнами с $P=40-150$ ГПа

Схема и вид диаметральной плоскости разреза шара нагруженного из 12 точек (квазидодекаэдр)



Изменение давления вдоль радиуса шаров: 1 -  $d=40$  мм; 2 -  $d=60$  мм

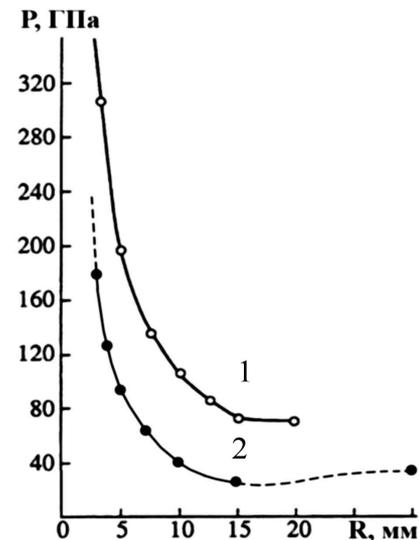
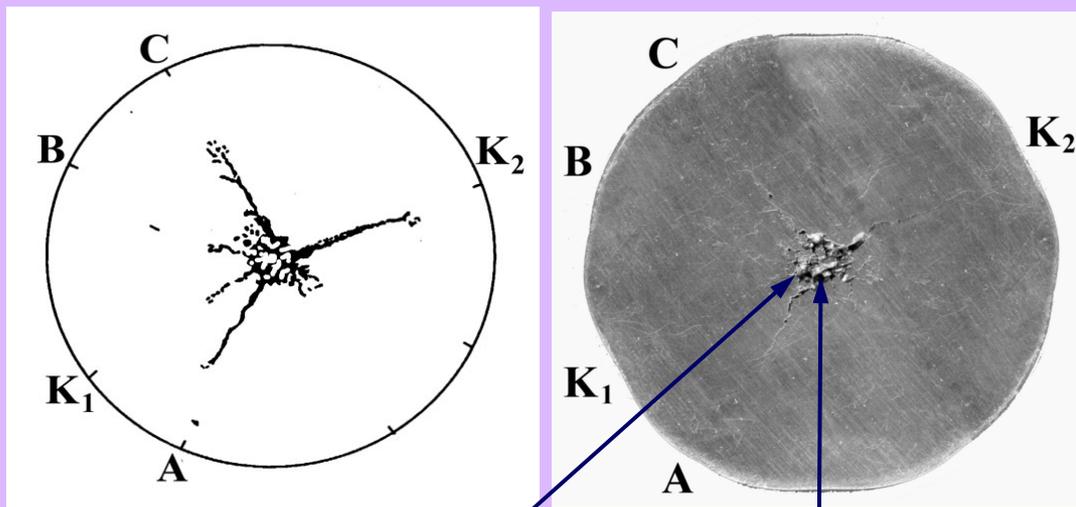
Структурные изменения, связанные с повышением  $P$  и  $T$



рекристаллизация  $\alpha$ -фазы ( $T \geq 650^\circ\text{C}$ ) и начальные стадии  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения ( $T = 800^\circ\text{C}$ )  $P = 130-150$  ГПа);

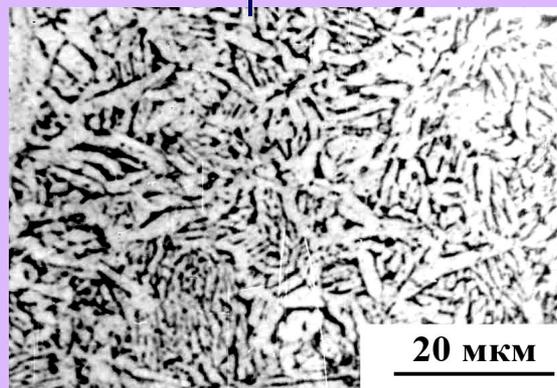
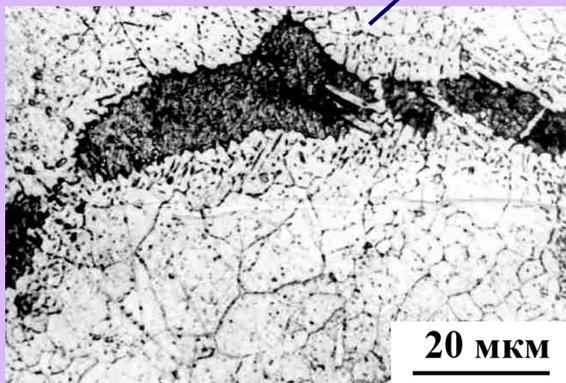
# Микроструктура шара $d=60$ мм из латуни Л63 (Cu-37%Zn) после нагружения квазисферическими ударными волнами с $P=40-150$ ГПа

Схема и вид диаметральной плоскости разреза шара нагруженного из 12 точек (квазидодекаэдр)



Изменение давления вдоль радиуса шаров: 1 -  $d=40$  мм; 2 -  $d=60$  мм

Структурные изменения, связанные с повышением  $P$  и  $T$

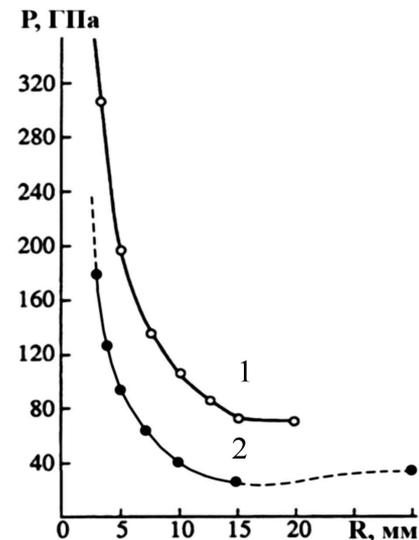
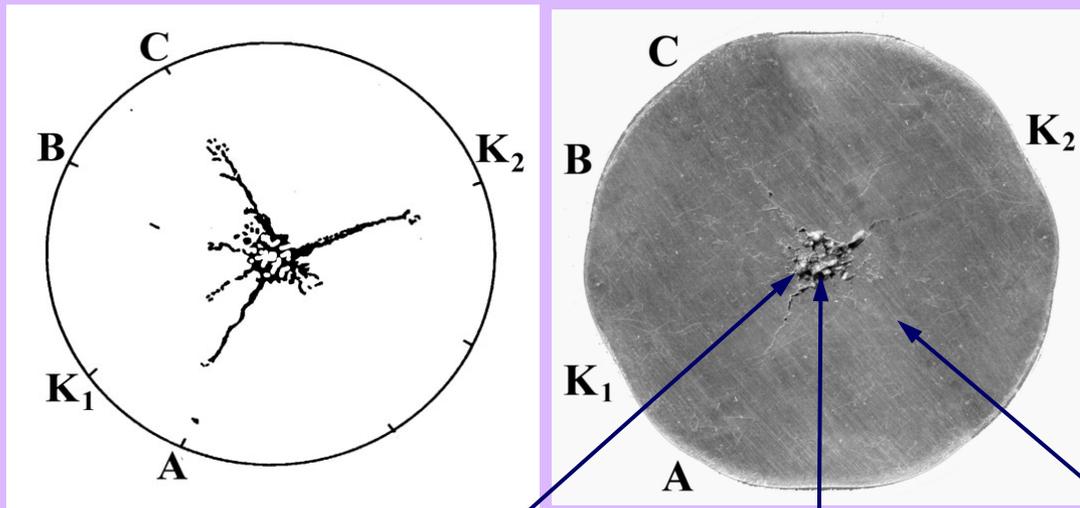


рекристаллизация  $\alpha$ -фазы ( $T \geq 650^\circ\text{C}$ ) и начальные стадии  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения ( $T = 800^\circ\text{C}$   $P = 130-150$  ГПа);

дисперсная ( $\alpha + \beta$ )-структура;  
 $P = 130-150$  ГПа;  $T \geq 800^\circ\text{C}$

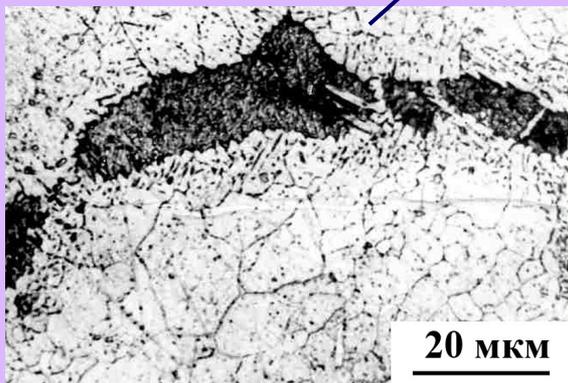
# Микроструктура шара $d=60$ мм из латуни Л63 (Cu-37%Zn) после нагружения квазисферическими ударными волнами с $P=40-150$ ГПа

Схема и вид диаметральной плоскости разреза шара нагруженного из 12 точек (квазидодекаэдр)

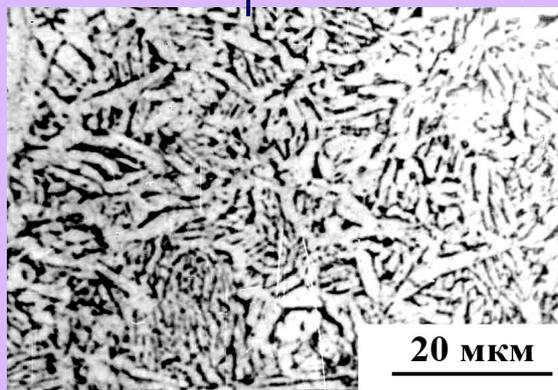


Изменение давления вдоль радиуса шаров: 1 -  $d=40$  мм; 2 -  $d=60$  мм

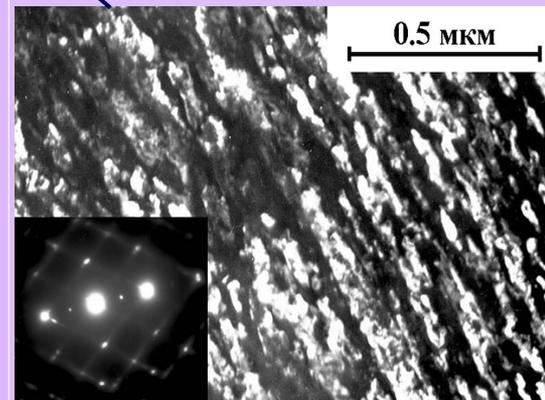
Структурные изменения, связанные с повышением  $P$  и  $T$



рекристаллизация  $\alpha$ -фазы ( $T \geq 650^\circ\text{C}$ ) и начальные стадии  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения ( $T = 800^\circ\text{C}$   $P = 130-150$  ГПа);



дисперсная ( $\alpha+\beta$ )-структура;  $P = 130-150$  ГПа;  $T \geq 800^\circ\text{C}$



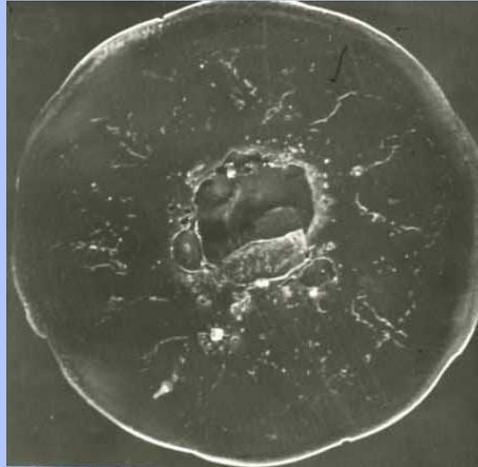
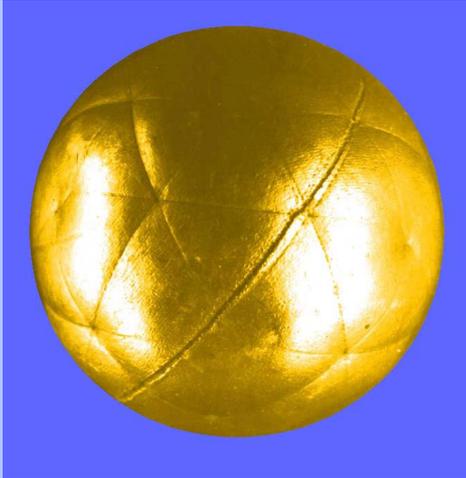
нанокристаллы  $\beta$ - фазы

рефлексы 112 о з [110]

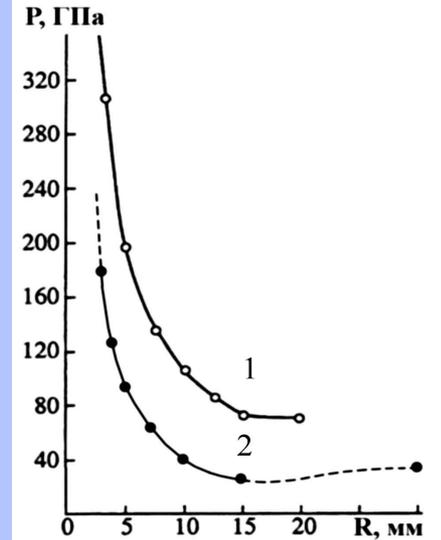
Т.п.В

# Микроструктура шара $d=40$ мм из латуни Л63 (Cu-37%Zn) после нагружения квазисферическими ударными волнами с $P=70-300$ ГПа

Вид поверхности и диаметральной плоскости разреза шара после нагружения из 12 точек (квазидодекаэдр)



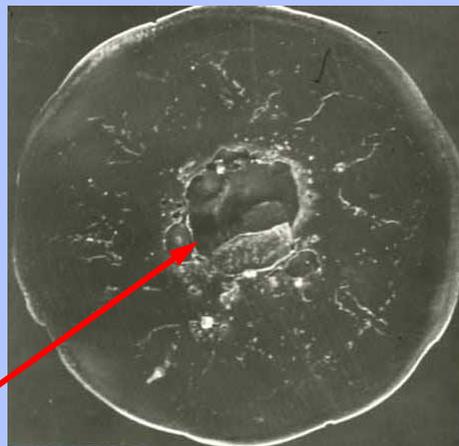
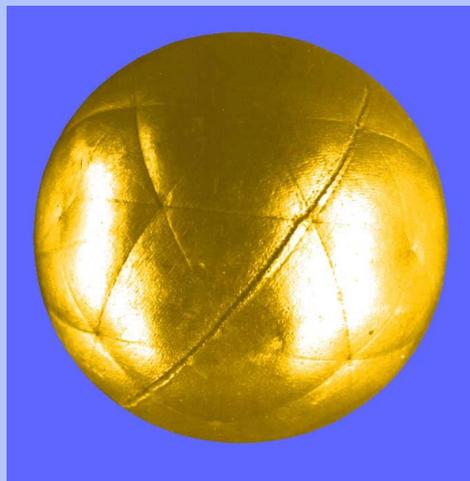
$d=40$  мм



Изменение давления вдоль радиуса шаров: 1 -  $d=40$  мм;  
2 -  $d=60$  мм

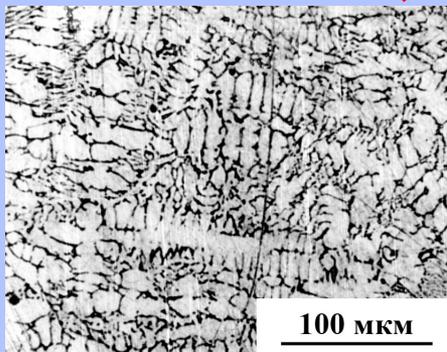
# Микроструктура шара $d=40$ мм из латуни Л63 (Cu-37%Zn) после нагружения квазисферическими ударными волнами с $P=70-300$ ГПа

Вид поверхности и диаметральной плоскости разреза шара после нагружения из 12 точек (квазидодекаэдр)



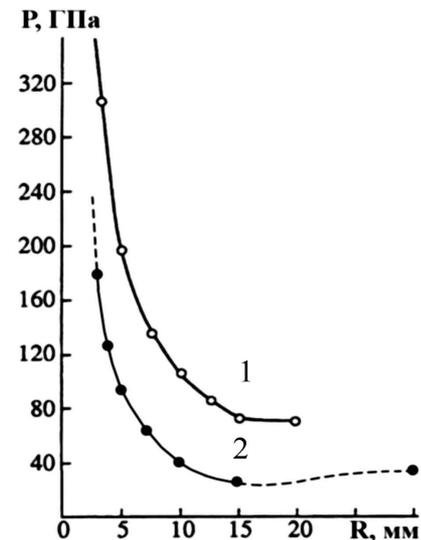
$d=40$  мм

Структурные изменения, связанные с повышением  $P$  и  $T$

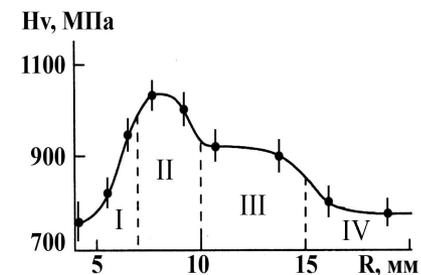


100 мкм

дендритная структура вокруг центральной полости  
( $Hv=750$  МПа;  $P=175-255$  ГПа;  $T=1800-2000^\circ\text{C}$ ) зона I



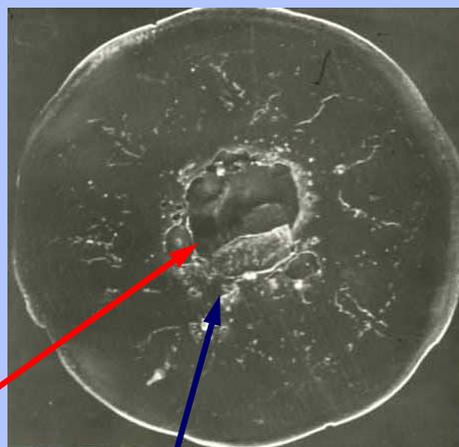
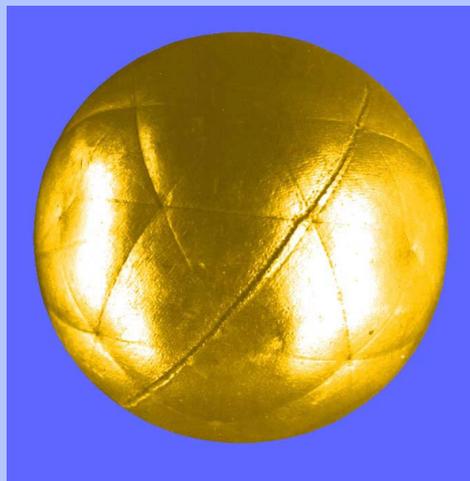
Изменение давления вдоль радиуса шаров: 1 -  $d=40$  мм; 2 -  $d=60$  мм



Изменение микротвердости вдоль радиуса шара

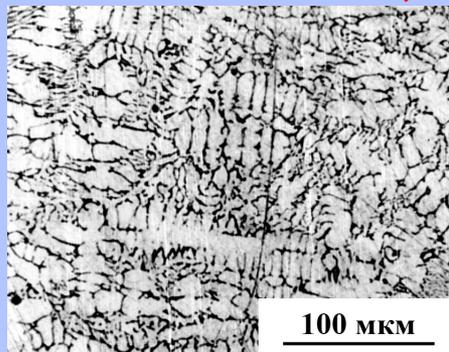
# Микроструктура шара d=40 мм из латуни Л63 (Cu-37%Zn) после нагружения квазисферическими ударными волнами с P=70-300 ГПа

Вид поверхности и диаметральной плоскости разреза шара после нагружения из 12 точек (квазидодекаэдр)



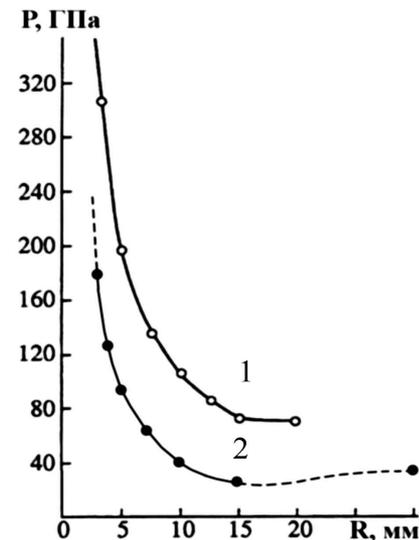
d=40 мм

Структурные изменения, связанные с повышением P и T

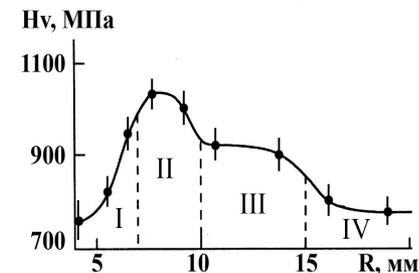


дендритная структура вокруг центральной полости ( $H_v = 750$  МПа;  $P = 175-255$  ГПа;  $T = 1800-2000^\circ\text{C}$ ;) зона I

$\beta \rightarrow \alpha$  превращение в участках локализованного течения ( $H_v = 1050$  МПа;  $P = 130-150$  ГПа;  $T = 800^\circ\text{C}$ ) зона II



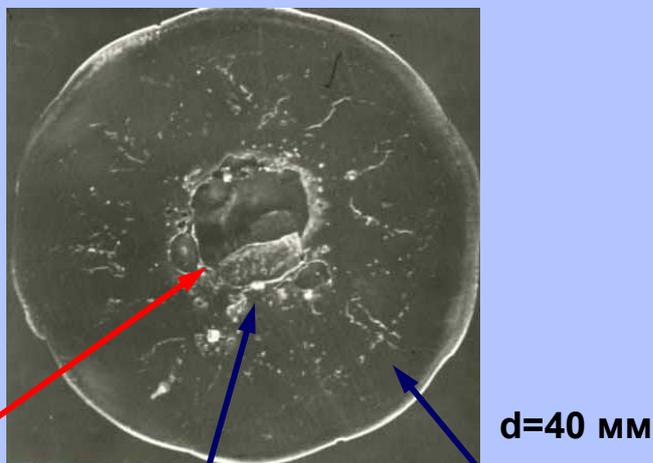
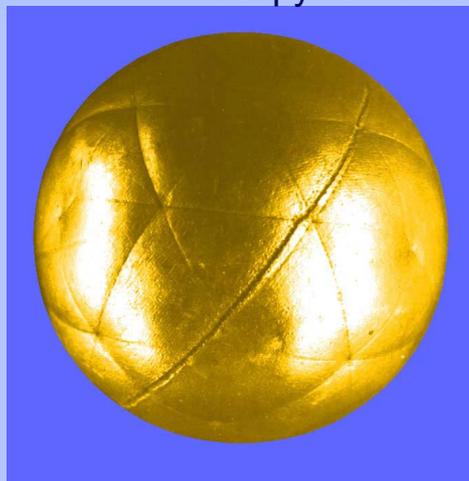
Изменение давления вдоль радиуса шаров: 1 - d= 40 мм; 2 - d= 60 мм



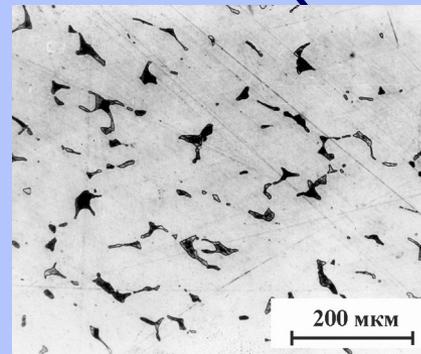
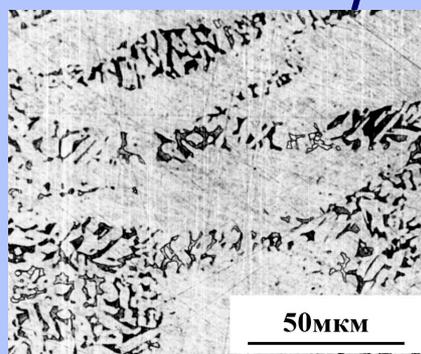
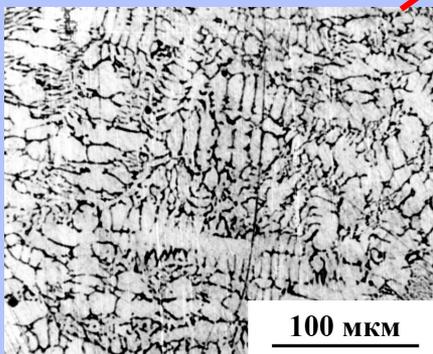
Изменение микротвердости вдоль радиуса шара

# Микроструктура шара $d=40$ мм из латуни Л63 (Cu-37%Zn) после нагружения квазисферическими ударными волнами с $P=70-300$ ГПа

Вид поверхности и диаметральной плоскости разреза шара после нагружения из 12 точек (квазидодекаэдр)



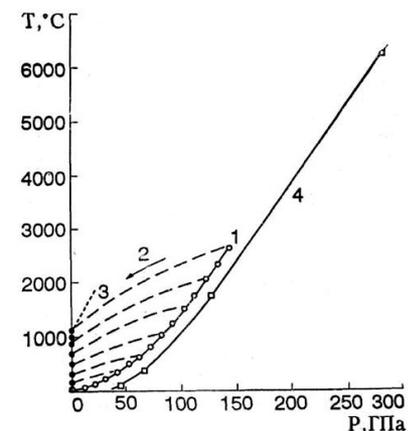
## Структурные изменения, связанные с повышением $P$ и $T$



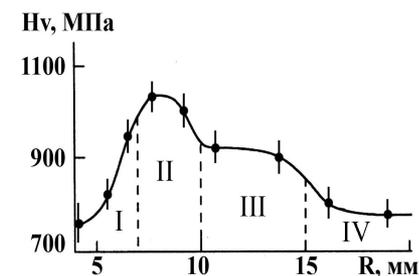
дендритная структура вокруг центральной полости;  $Hv=750$  МПа;  $P=175-255$  ГПа;  $T=1800-2000^\circ\text{C}$  (зона I);

$\beta \rightarrow \alpha$  превращение в участках локализованного течения;  $Hv=1050$  МПа;  $P=130-150$  ГПа;  $T=800^\circ\text{C}$  (зона II);

структура поверхностной части образца;  $Hv=800$  МПа;  $P=70$  ГПа (зона IV)



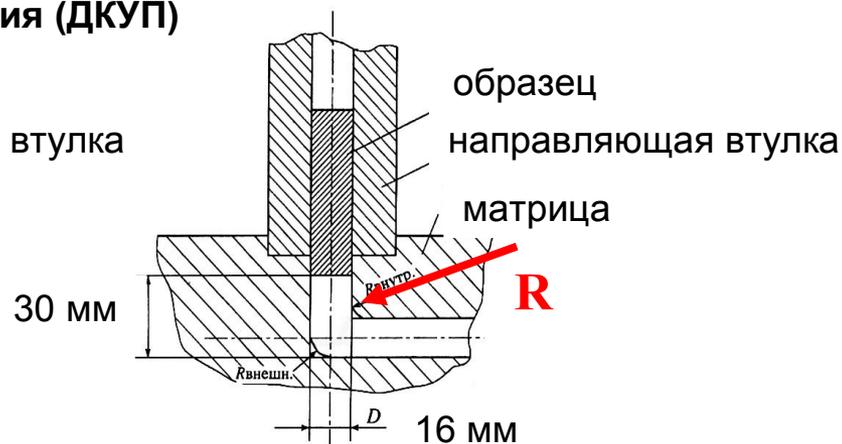
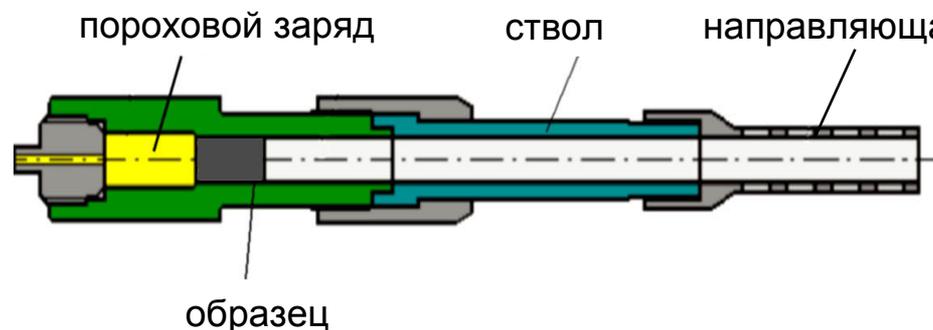
Результаты расчета температур, развивающихся при УВН меди и латуни: 1– температуры на фронте ударной волны и 2 – схематическое изображение процесса разгрузки в меди [Мак Куин и Марш]; 3– зависимость температуры плавления меди от давления [Танков]; 4 – температуры на фронте ударной волны в латуни Л63 (наши данные (Н.П.Пурьгина))



Изменение микротвердости вдоль радиуса шара

# Формирование субмикроструктурной и нанокристаллической структуры в меди и сплавах меди при высокоскоростной пластической деформации

Схема динамического канально-углового прессования (ДКУП)



**МАТЕРИАЛЫ:** медь 99,8% Cu (размер исходного зерна 100 мкм);  
сплавы на основе меди Cu-37%Zn (10 мкм); Cu-0,09%Cr-0,08%Zr;  
Cu-0,14%Cr-0,04%Zr; Cu-0,06%Zr; Cu-0,2%Cr-0,2%Zr Cu-0,2%Cr (200-300 мкм);

**ОБРАЗЦЫ:** d=16 мм, длина=65-160 мм;

## ПАРАМЕТРЫ ДКУП:

- Разгон образца - при помощи порохового заряда.
- Матрицы из 2-х каналов d=16 и 14 мм, пересекающихся под углом 90° (радиус внутреннего угла закругления каналов: 1) **R=7мм** 2) **R=0**.
- Начальная скорость образцов ( $V_0$ ) – 100–500 м/с.
- Скорость деформации материала  $10^4$ - $10^5$  с<sup>-1</sup>.
- Длительность одного цикла прессования  $5 \cdot 10^{-4}$  с.
- Давление в области угла поворота  $\leq 1,5$ -2 ГПа.

«Способ динамической обработки материалов»  
авторы: Шорохов Е. В., Жгилев И.Н. (РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск), Валиев Р.З. (УГАТУ, Уфа).  
Патент РФ 2006 г. ( № 2283717)

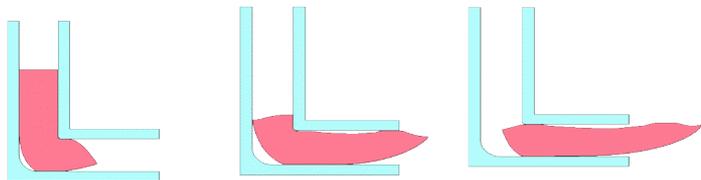


# Моделирование процесса ДКУП (на примере образцов меди)

А.В. Абрамов, И.В. Минаев, Е.В. Шорохов, И.Н.

Жгилев

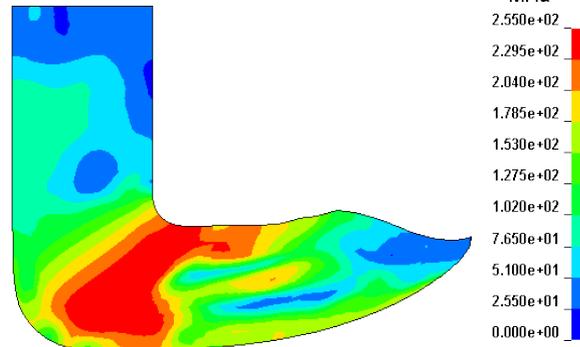
Конечное положение образцов при различных начальных ( $V_0$ ) скоростях



$V_0=100$  м/с  
образец  
остановился

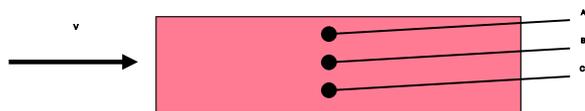
$V_0=200$  м/с  
образец  
остановился

$V_0=230$  м/с  
скорость образца  
после прохождения  
зоны пересечения  
каналов  $\sim 70$  м/с

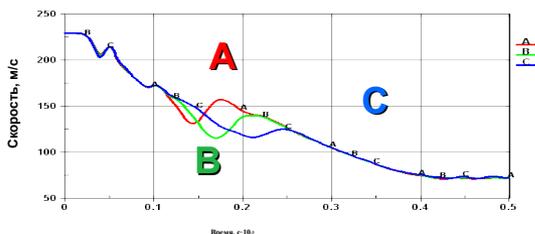


МПа  
2.550e+02  
2.295e+02  
2.040e+02  
1.785e+02  
1.530e+02  
1.275e+02  
1.020e+02  
7.650e+01  
5.100e+01  
2.550e+01  
0.000e+00

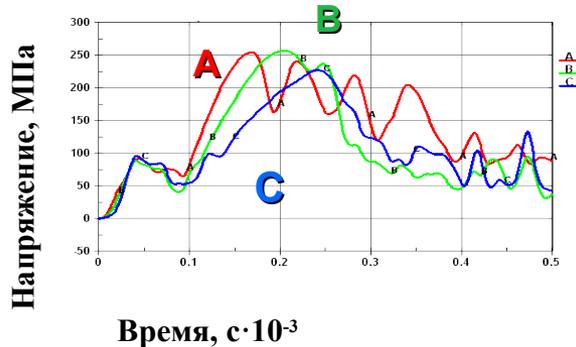
Распределение  
сдвиговых  
напряжений в  
образце на  
момент времени,  
соответствующий  
прохождению  
половины длины  
образца



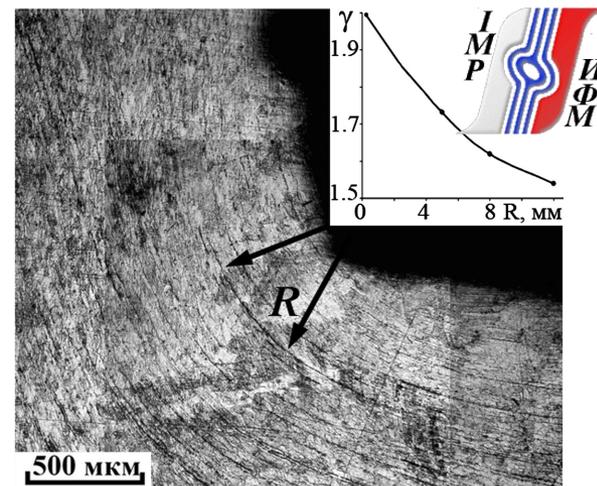
Точки образца



Изменение скорости в  
исследуемых точках  
образца

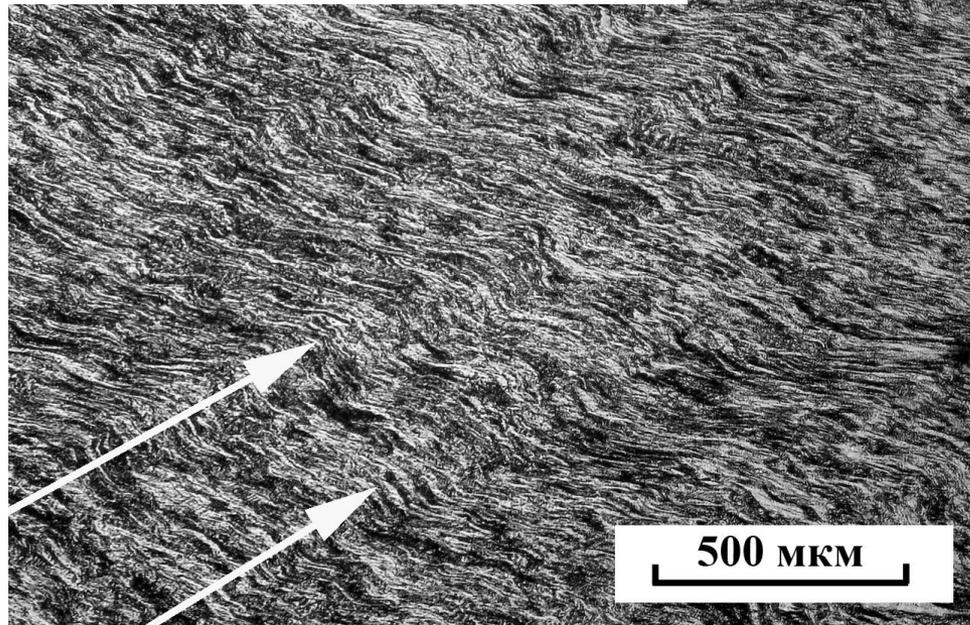
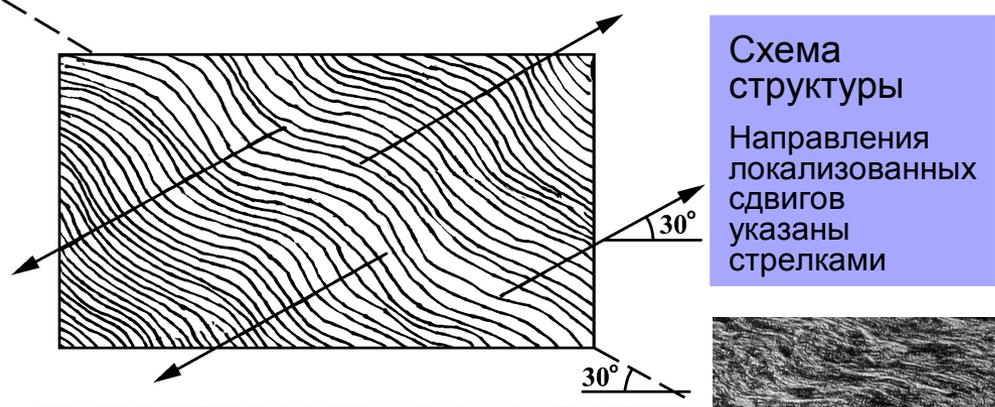


Сдвиговые  
напряжения в  
исследуемых точках  
образца



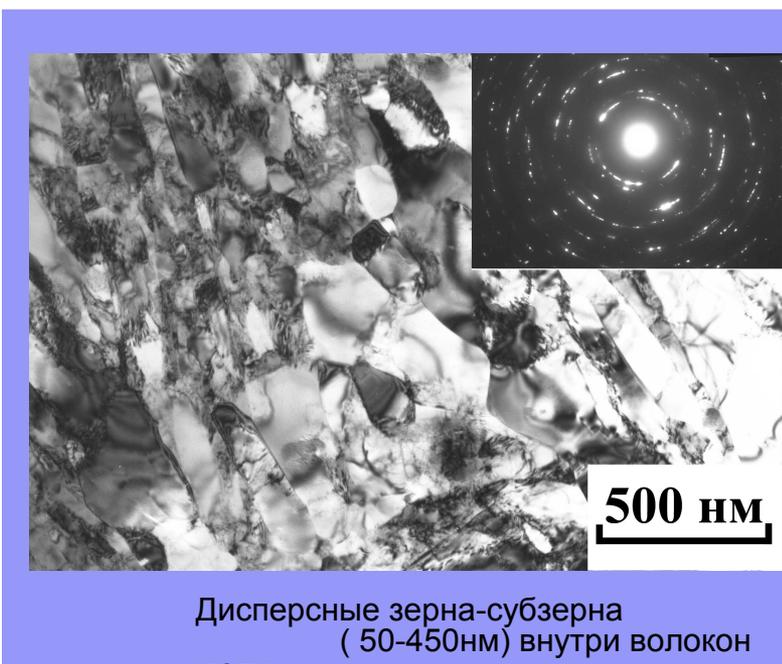
Микроструктура части образца из Л63 после ДКУП в области перехода из одного канала в другой с изгибающимися вдоль направления течения продольными цепочками неметаллических включений (*реперными линиями*).  
и Зависимость величины относительного сдвига  $\gamma = \text{ctg}$  от радиуса кривизны ( $R$ ) *реперных линий*

# Структура образца меди после ДКУП в 4-прохода в матрице без закругления внутреннего угла каналов ( $R=0$ )

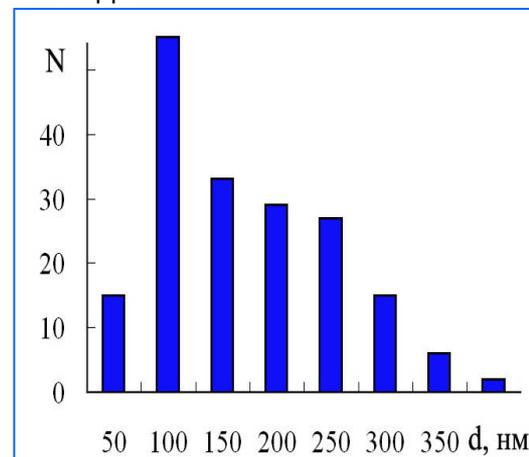


Волнообразная волокнистая структура

Гребни волн (стрелки белого цвета) формируют систему "неявных" полос сдвига направленных под углом 30-35° к продольной оси образца

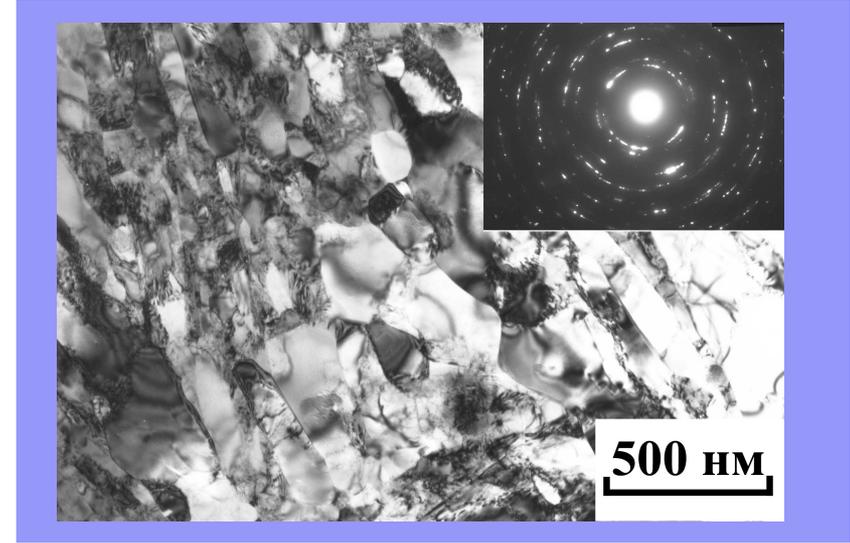
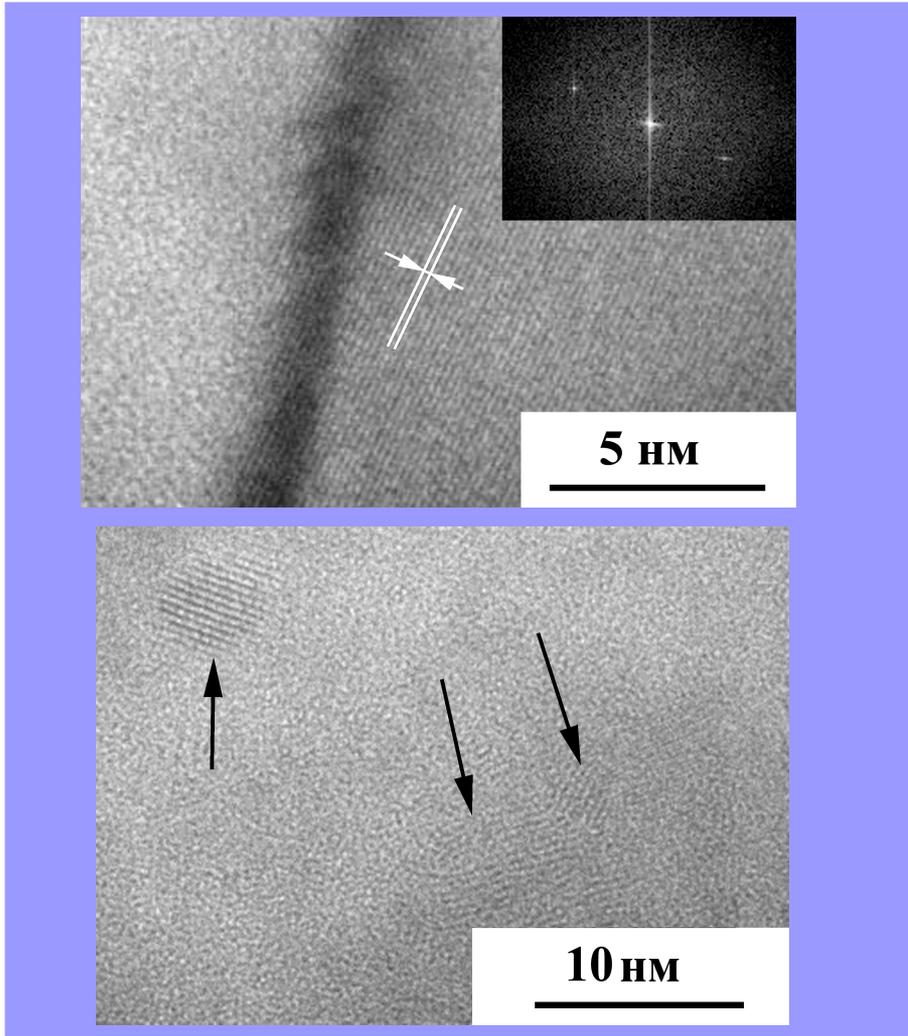


Дисперсные зерна-субзерна (50-450нм) внутри волокон меди

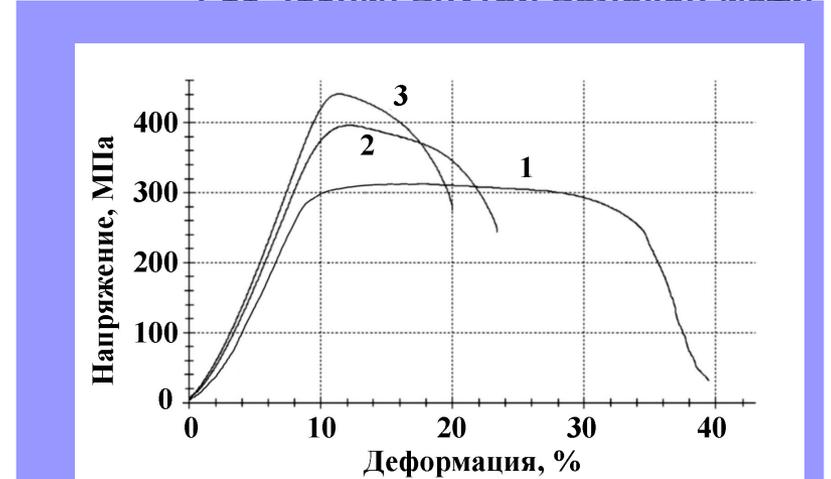


Гистограмма распределения зерен-субзерен по размерам

# Структура образца меди 99,8%Cu после ДКУП,4 прохода в матрице без закругления внутреннего угла каналов ( $R=0$ )



Дисперсные зерна-субзерна (50-450нм) внутри волокон меди

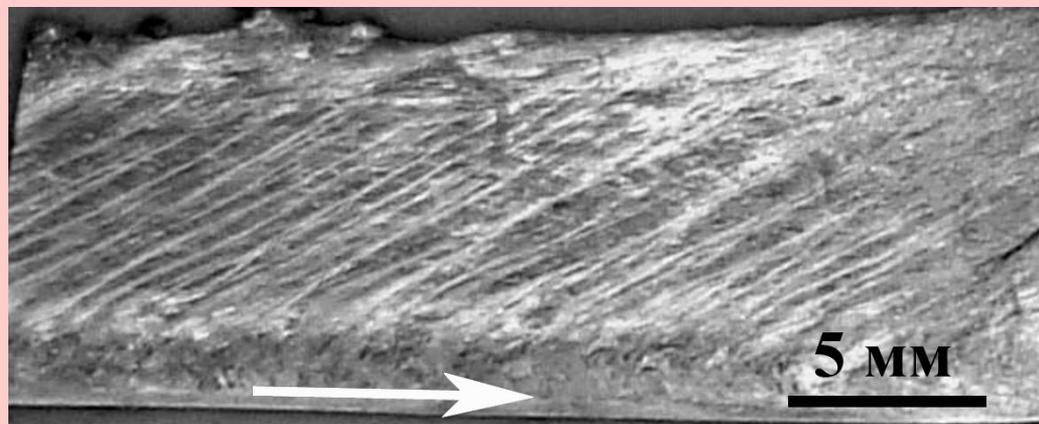


Диаграммы растяжения образцов:

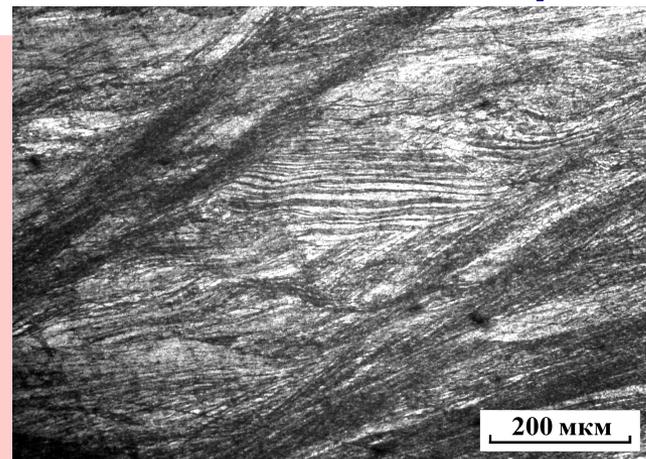
- 1- исходное состояние ( $\sigma_B=312$   $\sigma_{0.2}=304$  МПа,  $\delta=37\%$  )
- 2 - ДКУП, 1-проход,  $R=0$  ( $\sigma_B=396$ ,  $\sigma_{0.2}=362$  МПа,  $\delta=22\%$ )
- 3 - ДКУП, 4-прохода,  $R=0$  ( $\sigma_B=440$ ,  $\sigma_{0.2}=414$  МПа,  $\delta=19\%$ )

Участок межзеренной границы в меди и Фурье-изображение, полученное с правого зерна о.з.  $[110]$ ГЦК атомные плоскости  $\{111\}$ ГЦК, межпл. расст 0,210 нм; граница и прилегающие к ней области содержит 4-6 атомных слоев и внутризеренные наноразмерные участки.

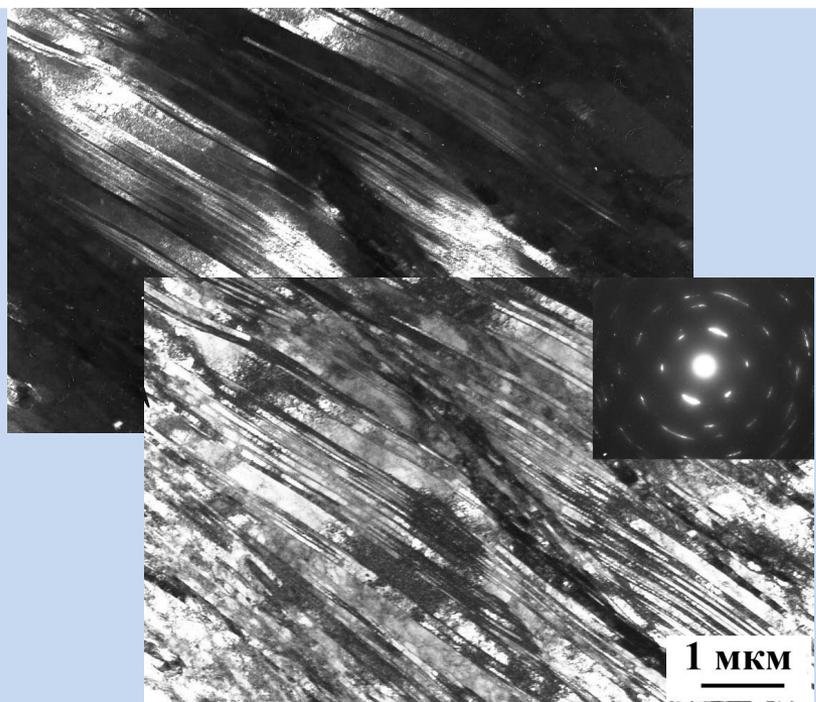
# Структура низколегированных сплавов Cu-Cr-Zr после ДКУП, 3 прохода



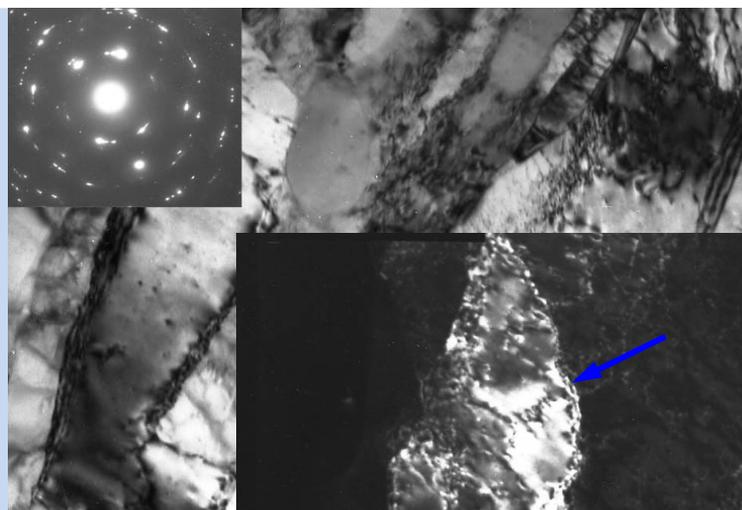
Полосы локализованного сдвига



Волокнисто-полосовая структура

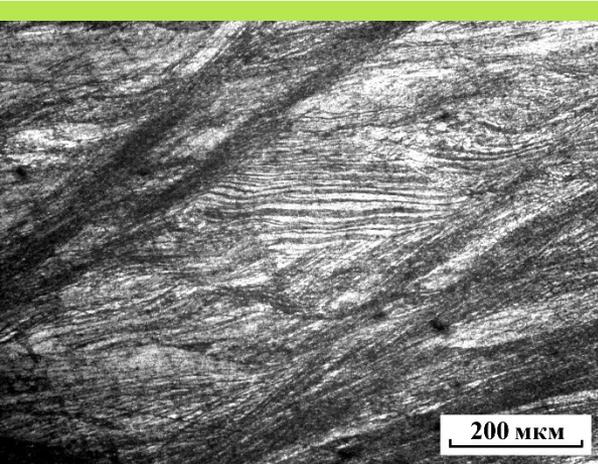


Микродвойники в полосах локализованного сдвига

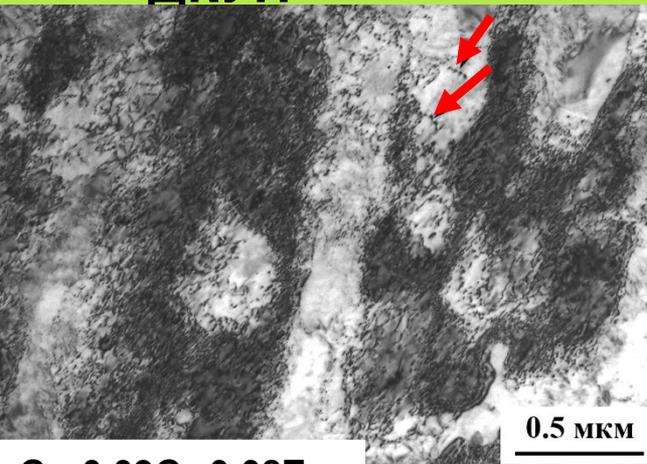
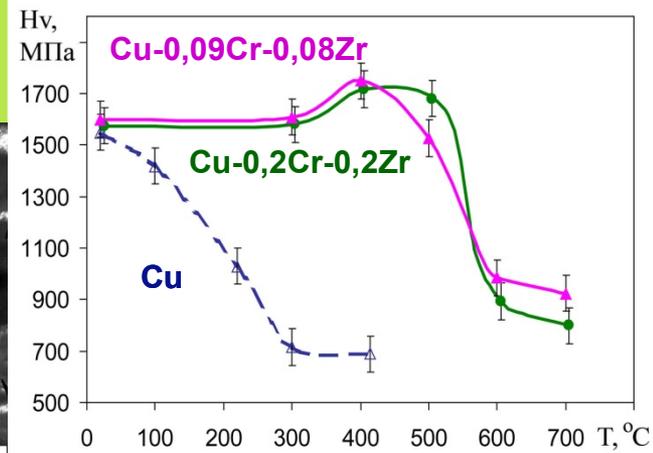
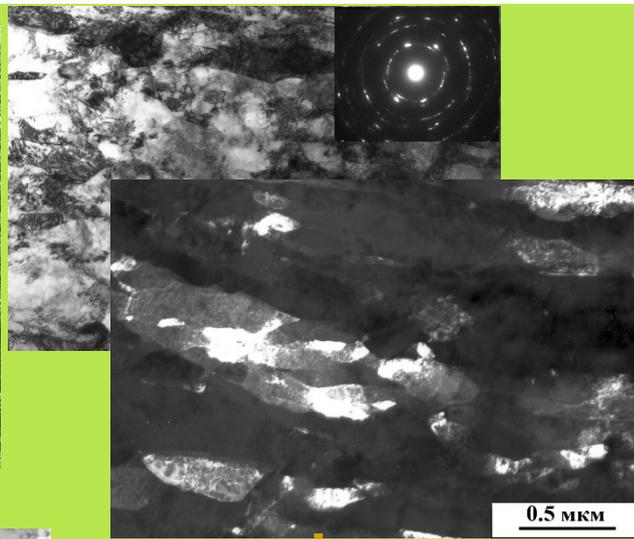


Субзерна внутри волокон

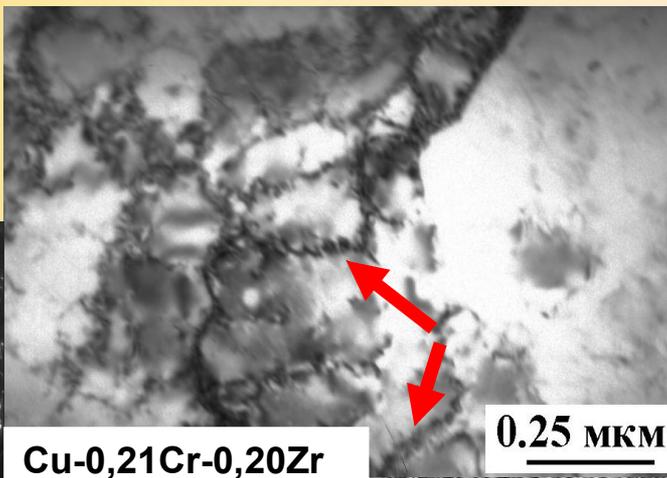
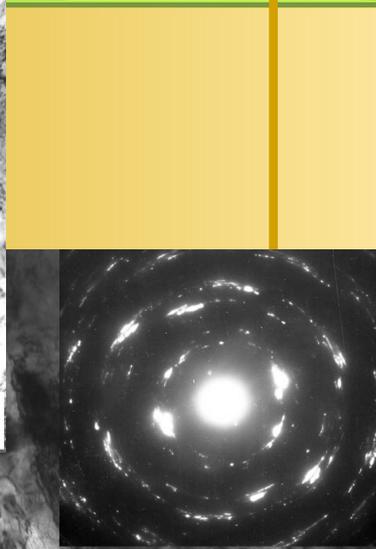
# Структура сплавов Cu-Cr-Zr после ДКУП и отжига



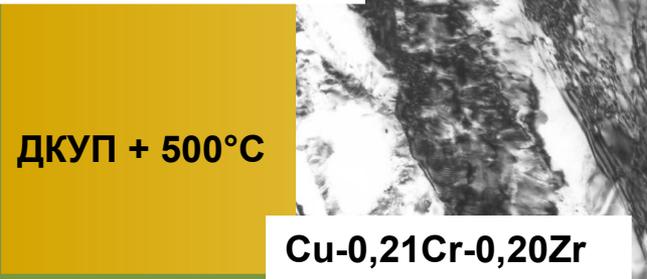
**ДКУП**



**Cu-0,09Cr-0,08Zr**



**Cu-0,21Cr-0,20Zr**



**ДКУП + 500°C**

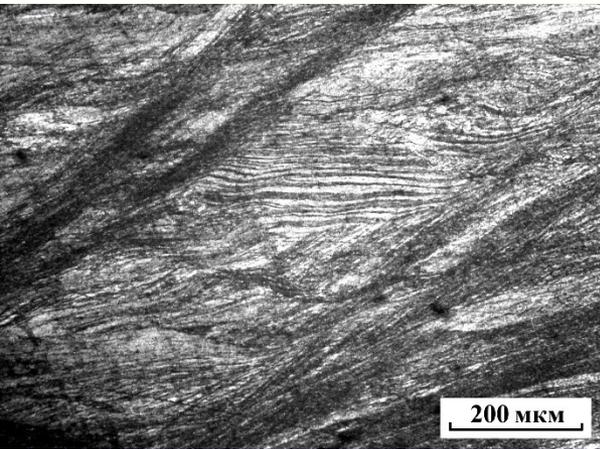
**Cu-0,21Cr-0,20Zr**



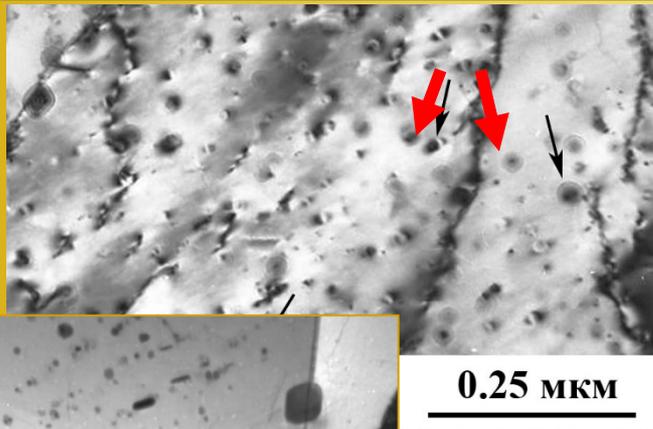
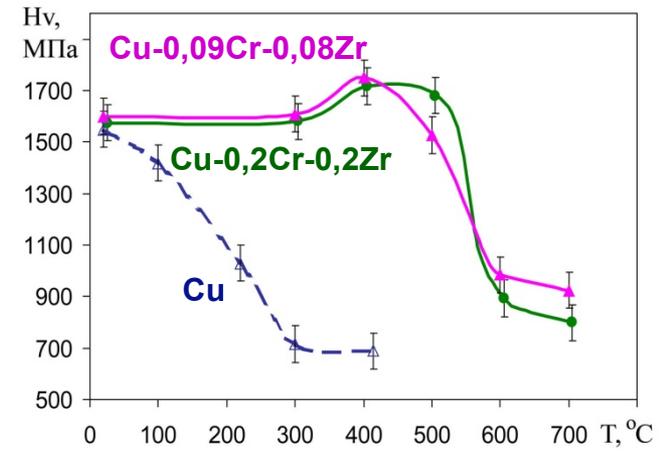
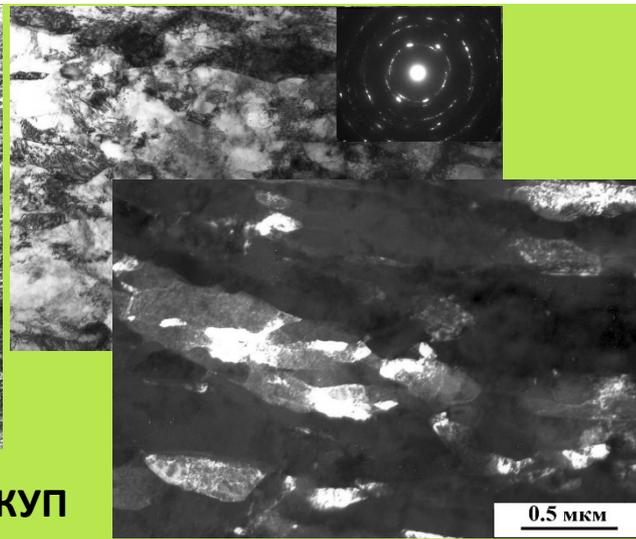
**ДКУП + 600°C**

**100 мкм**

# Структура сплавов Cu-Cr-Zr после ДКУП и отжига



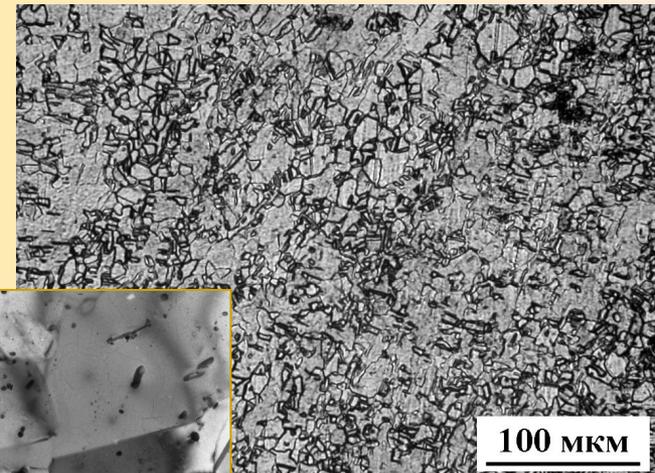
ДКУП



Cu-0.09Cr-0.08Zr

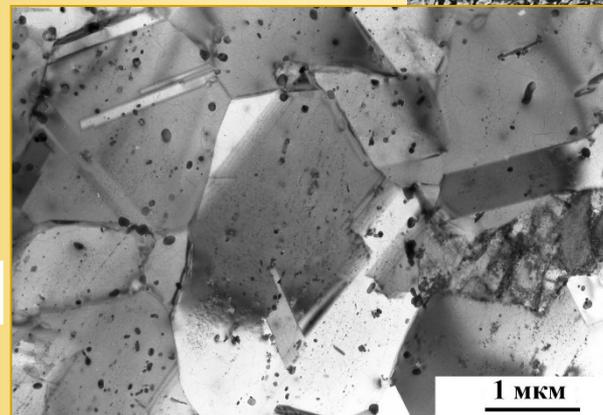
0.5 μm

ДКУП + 650°C



Cu-0.21Cr-0.20Zr

ДКУП + 700°C

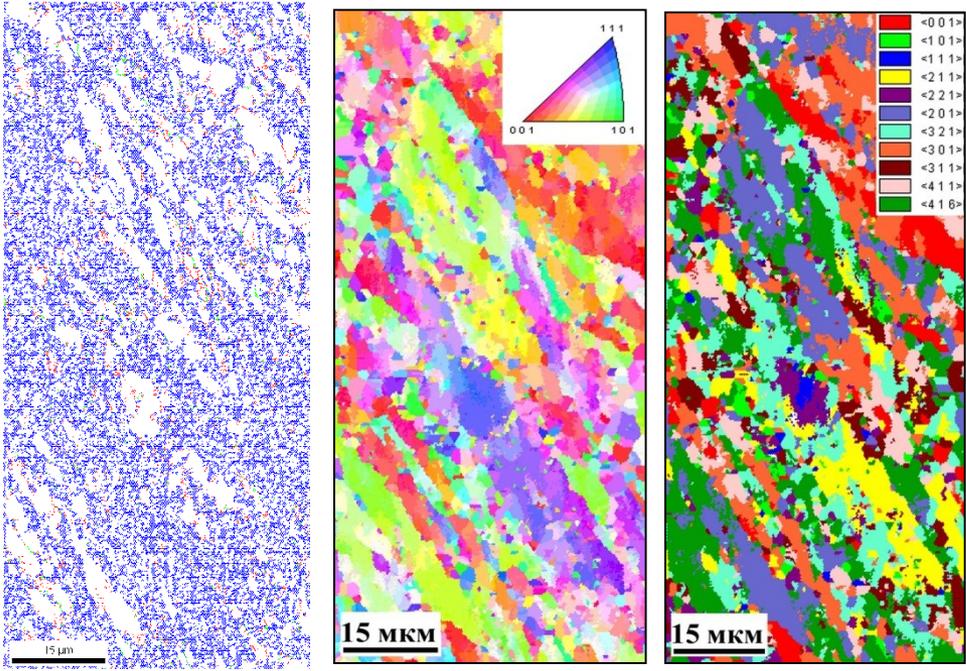


1 μm

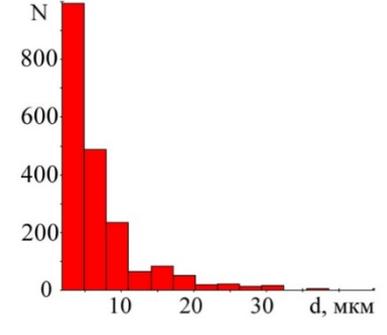
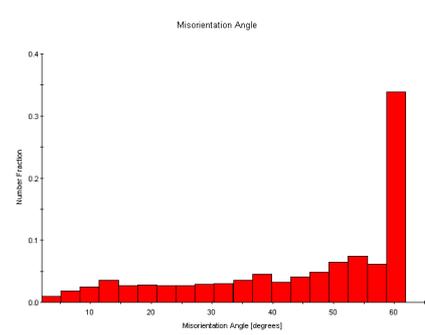
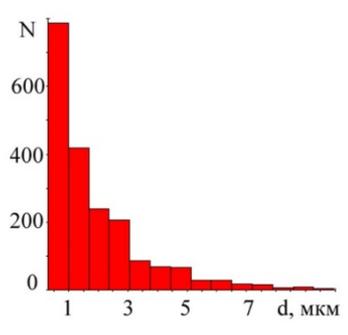
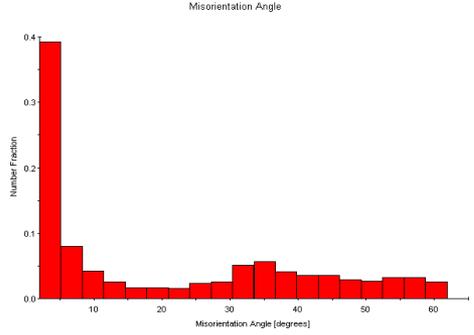
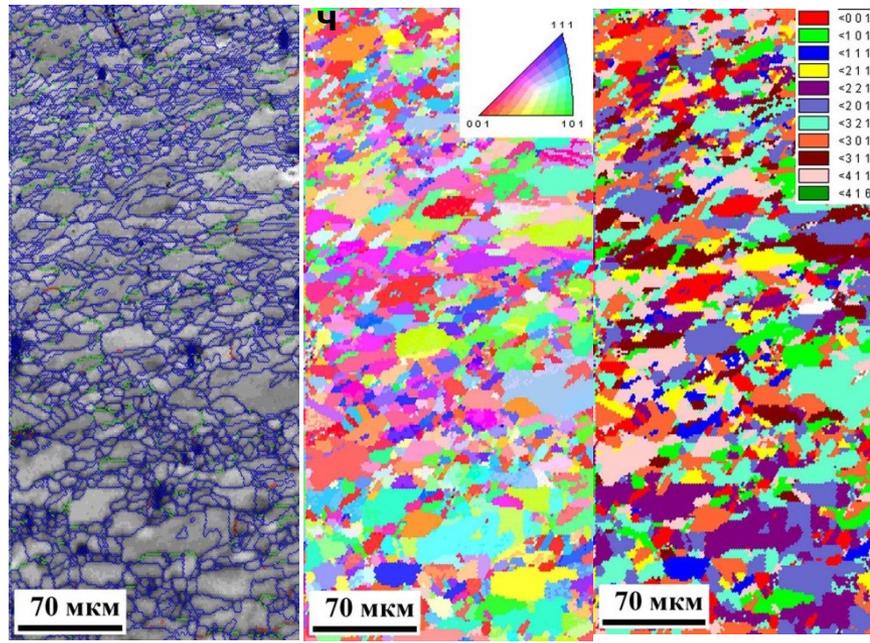
# Результаты EBSD анализа эволюции структуры сплава Cu-0,21Cr-0,20Zr после высокоскоростной деформации методом ДКУП и отжига

Карты распределения зерен-субзерен по типу границ, кристаллографической ориентировке и линейным размерам

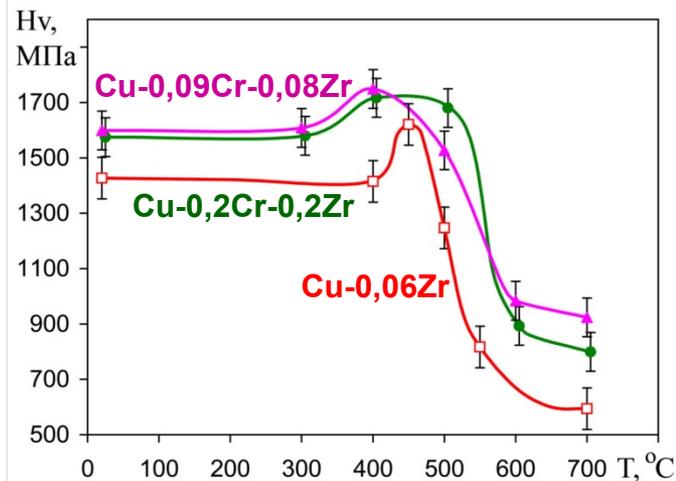
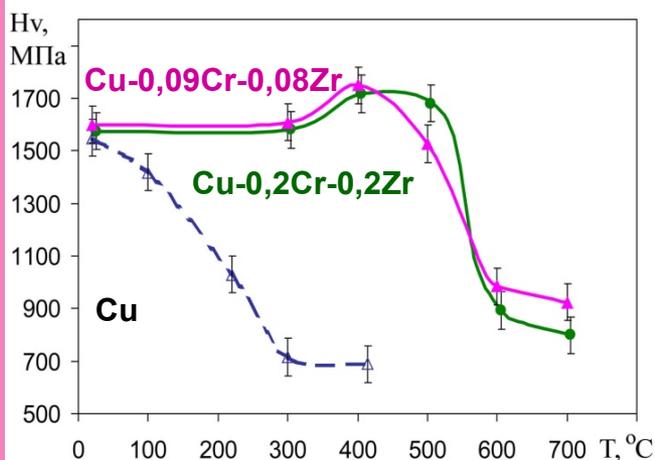
ДКУП, 3 прохода



ДКУП + отжиг 700°C, 1

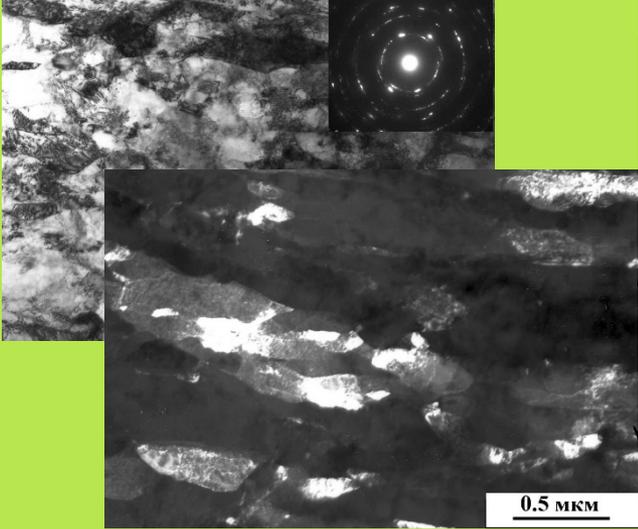
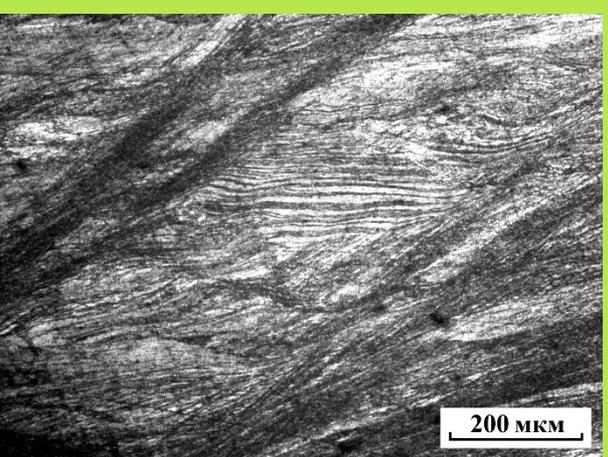


# Термическая стабильность сплавов Cu-Cr, Cu-Zr, Cu-Cr-Zr, подвергнутых высокоскоростному деформированию методом ДКУП

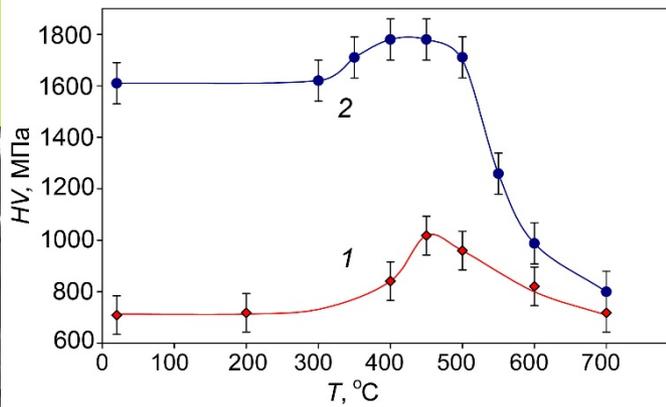


Сплав, содержание легирующих элементов,мас.%	Микротвердость Hv, МПа						max ΔHv, МПа
	закалка	ДКУП	отжиг (старение), °C				
			300	400,1ч	400,4ч	450,1ч	
Cu-0,09Cr-0,08Zr	680	1600	1600	1750	1880	-	1200
Cu-0,14Cr-0,04Zr	700	1600	1600	1780	1880	1780	1180
Cu-0,21Cr-0,20Zr	680	1580	1580	1720	-	1700	1040
Cu-0,06Zr	600	1430	1430	1430	1520	1630	1030
Cu (99,8)	отжиг 680	1550	720	680	-	-	870

# Структура и механические свойства сплава Cu-0,14Cr-0,04Zr после ДКУП и отжига

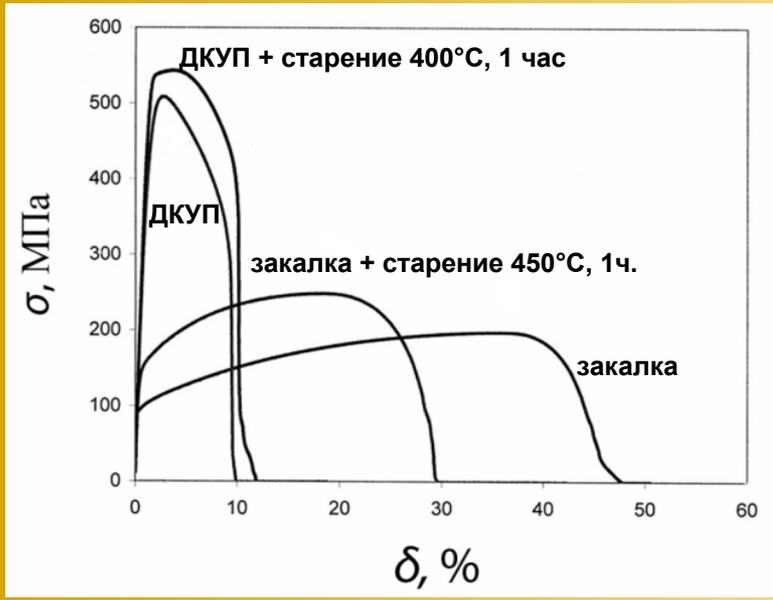


Cu-0,14Cr-0,04Zr



## ДКУП

Зависимость микротвердости сплава Cu-0,14Cr-0,04Zr от температуры отжига  
 1-закалка от 1000°C  
 2- ДКУП, n=4.



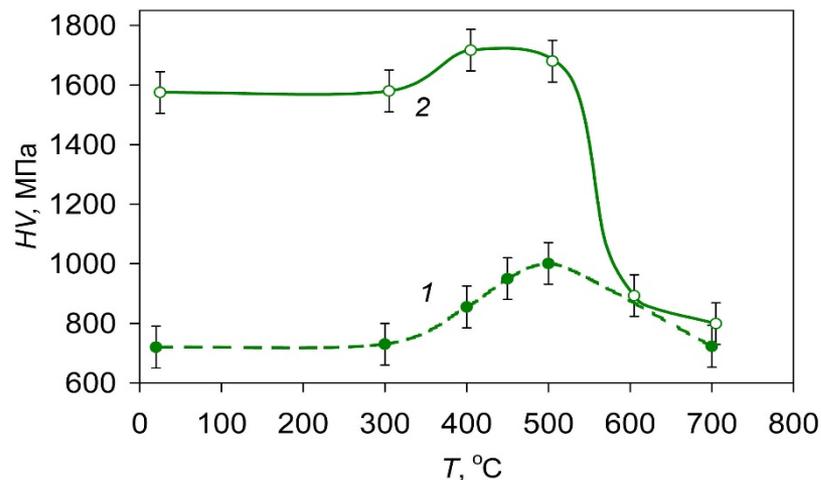
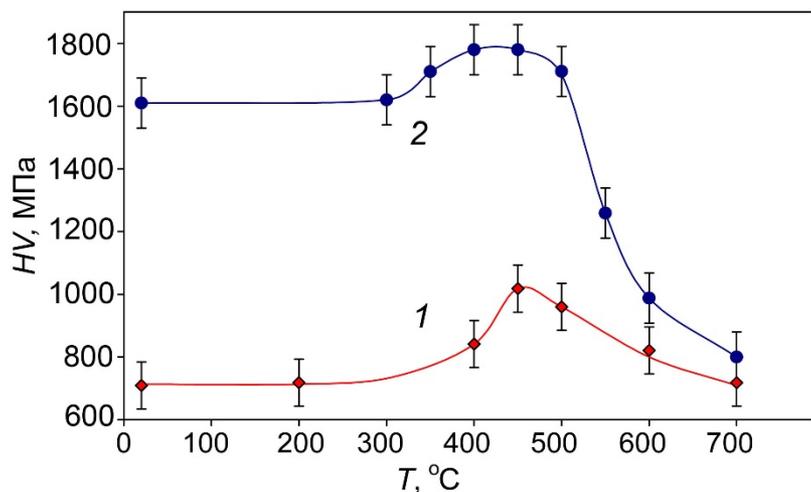
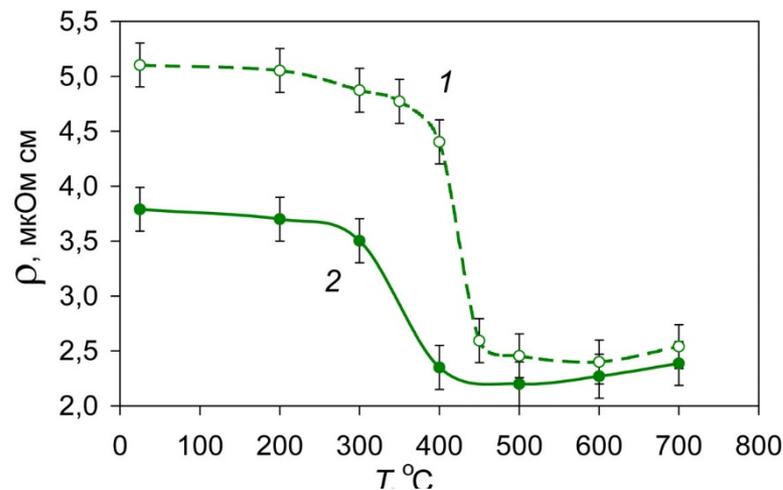
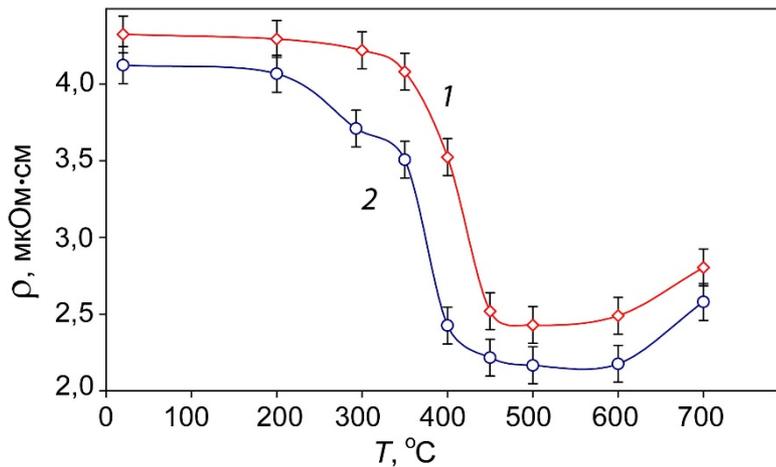
## Режимы обработки

Режимы обработки	σ <sub>0.2</sub> , МПа	σ <sub>B</sub> , МПа	δ, %
закалка от 1000°C	94	196	37
ДКУП, n=4;	312	507	10
ДКУП + старение 400°C, 1 ч.	464	542	10
ДКУП + старение 400°C, 4 ч.	464	536	13
ДКУП + старение 450°C, 1 ч.	477	520	11

Диаграммы растяжения образцов после различных обработок

За счет комбинированной обработки: ДКУП, n=4 + отжиг 400°C, 4 ч., можно повысить твердость сплава в 2,4-2,6 раза, и характеристики прочности в 2,8-5,1 раза при сохранении удовлетворительной пластичности.

# Зависимость электросопротивления и микротвердости сплавов Cu-Cr-Zr в закаленном состоянии (1) и после ДКУП (2) от температуры нагрева



**Cu-0,14Cr-0,04Zr**

**Cu-0,21Cr-0,20Zr**

Увеличение  $\rho$  сплавов до 3,8-4,2 мкОм·см после ДКУП связано с формированием чрезвычайно дефектной структуры и уменьшением размера зерен-субзерен.

Уменьшение значений  $\rho$  сплавов до 2,1-2,2 мкОм·см и повышение твердости в 2,4-2,6 раза и характеристик прочности в 2,8-5,1 раза после ДКУП и отжига при 400-500°C обусловлено протеканием в сплавах процессов распада  $\alpha$ -твердого раствора с выделением наноразмерных частиц Cr и Cu<sub>5</sub>Zr

# ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Выявлена связь между факторами, сопровождающими действие сходящихся ударных волн: давлением 40-300 ГПа, деформацией со скоростью  $10^6$ - $10^7$  с<sup>-1</sup>, растягивающими напряжениями при разгрузке, температурой, и структурными изменениями в сталях и сплавах: эффектами локализованной деформации, полиморфными превращениями, плавлением и кристаллизацией.
2. Предложена классификация типов локализованного течения при нагружении ударными волнами по характеру массопереноса в области течения: сдвиговое, кумулятивное и турбулентное. Установлено, что явления локализованной деформации и эффекты массопереноса обусловлены воздействием первичных и отраженных волн напряжения; возникновение очагов локализованного разрушения связано с геометрией нагружения, микроструктурой и свойствами нагружаемых материалов
3. Установлены закономерности трансформации крупнокристаллической структуры меди и низколегированных дисперсионно-твердеющих сплавов на основе систем Cu-Cr-Zr Cu-Zr, Cu-Cr в субмикрокристаллическую при динамическом канально-угловом прессовании (ДКУП), отличительной особенностью которого является комбинированное воздействие высокоскоростной деформации простого сдвига и ударно-волновой деформации сжатия и температуры.
4. Показана применимость метода ДКУП для измельчения структуры этих материалов на три порядка (от 100-300 мкм до 0,1-0,3 мкм) за два-четыре цикла прессования и повышение твердости в 1,8-2,4 раза и характеристик прочности в 1,4-3,3 раза при сохранении удовлетворительной пластичности.
5. Установлено, что высокоскоростная деформация методом ДКУП и последующий отжиг при 400-450°C уменьшает электросопротивление сплавов меди, легированных микродобавками Cr (0,09-0,14%) и Zr (0,04-0,08%), до 2,1-2,3 мкОм·см и существенно в 2,8-5,1 раза повышает характеристики прочности, при сохранении удовлетворительной пластичности, что обусловлено протеканием в сплавах в этом температурном интервале процессов распада  $\alpha$ -твердого раствора с выделением наноразмерных (10-100 нм) частиц вторых фаз. Показана определяющая роль легирования (0,04-0,06%) Zr в повышении термической стабильности до 450-500°C и достижении высоких физико-механических свойств. Влияние циркония обусловлено выделением наночастиц (~5нм) фазы Cu<sub>5</sub>Zr на дислокациях и субграницах, их закреплением и уменьшением подвижности. В результате замедляется процесс образования центров рекристаллизации, требующий перестройки дислокационной структуры.



**Институт физики  
металлов  
имени М.Н. Михеева  
УрО РАН,  
г.  
Екатеринбург**

**Спасибо за внимание!**

# Структурные изменения в меди и сплавах на основе железа, вызванные действием потока порошковых частиц, ускоренных взрывом



## МАТЕРИАЛЫ, ИСХОДНЫЕ СТРУКТУРЫ:

Н6 (Fe- 0,01%C-5,8%Ni), феррит; мартенсит;

20Н6 (Fe-0,2%C-5,9%Ni), феррит + зернистый цементит; мартенсит;

Н32 (Fe-0,01%C-32,1%Ni ) аустенит; мартенсит+аустенит

сталь 30 (0,3%C), ферритно-перлитная структура

медь (99,97% Cu);

## ПАРАМЕТРЫ НАГРУЖЕНИЯ:

размер частиц SiC и Cr ~ 60 мкм,

скорость потока частиц – ~ 1 км/с,

длительность воздействия – 100-200 мкс,

плотность потока частиц > 1 г/см<sup>3</sup>

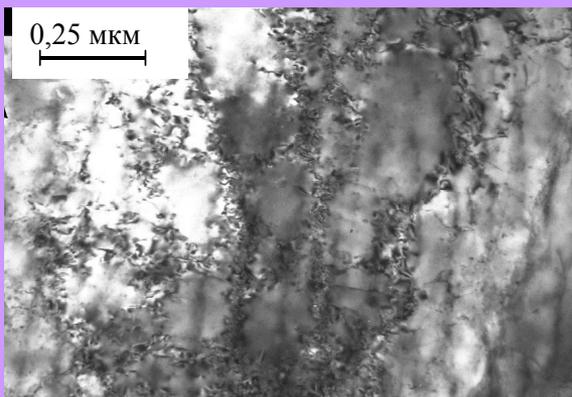
$P \geq 10$  ГПа

Нагружение проводили в НИИ импульсных процессов Белорусского государственного научно-производственного концерна порошковой металлургии, Минск, Республика Беларусь (О.А. Дыбов, рук.С.М. Ушеренко)

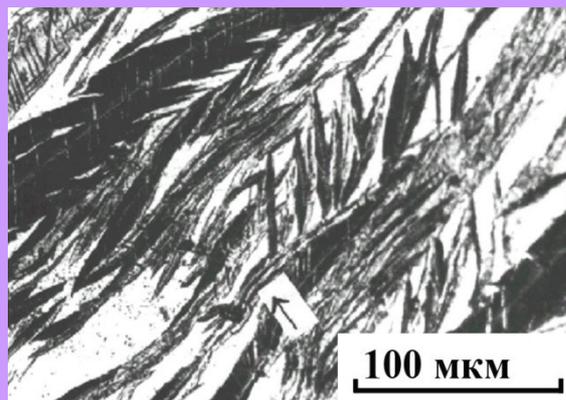
Внедрение порошковых частиц различной природы (металлы, окислы, карбиды и др.) в металлические преграды на расстояния, превышающие размер частиц в 100-1000 раз.

# Деформационные эффекты и фазовые превращения, вызванные действием высокоскоростного потока частиц SiC

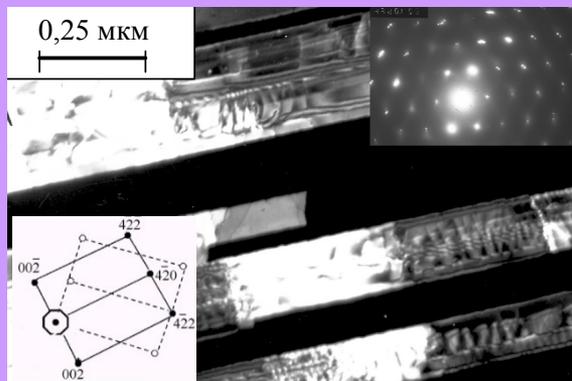
## Эффекты равномерной и локализованной деформации



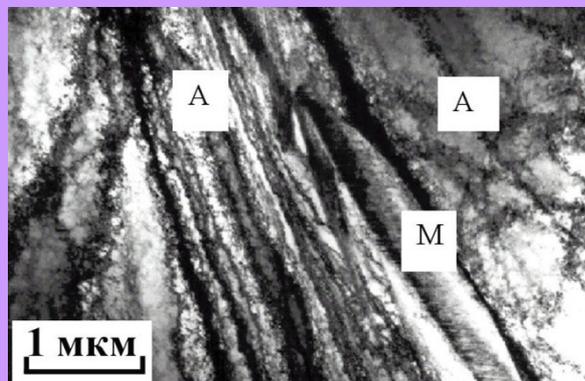
Ячеистая дислокационная структура в меди (99,97%);



Полоса сдвига; сплав Н32



Двойники в меди (99,97%);  
т. п. в  
рефлексе 002гцк

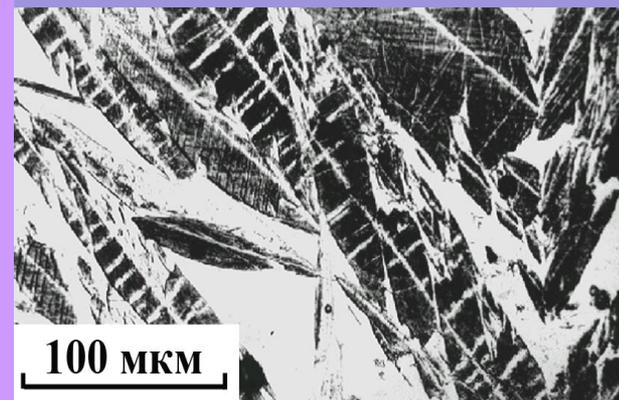
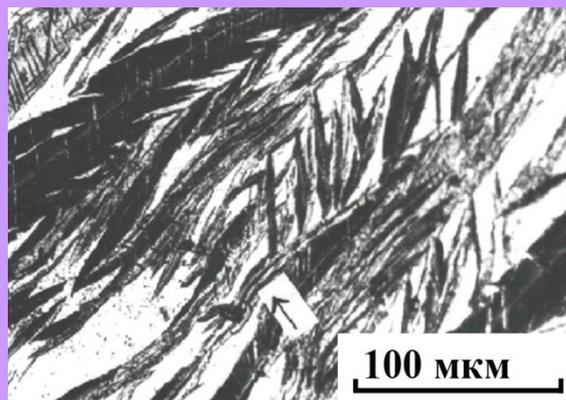
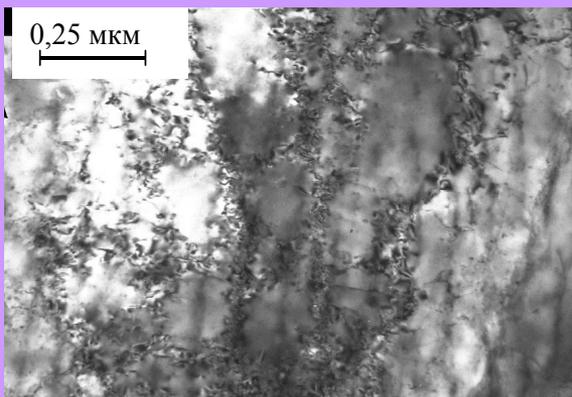


Область локализованного течения;  
сплав Н32

# Деформационные эффекты и фазовые превращения, вызванные действием высокоскоростного потока частиц SiC

## Эффекты равномерной и локализованной деформации

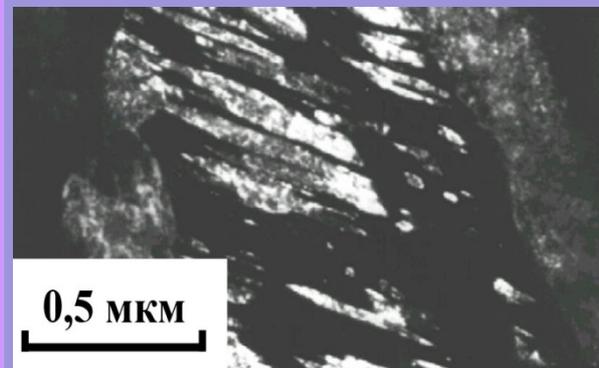
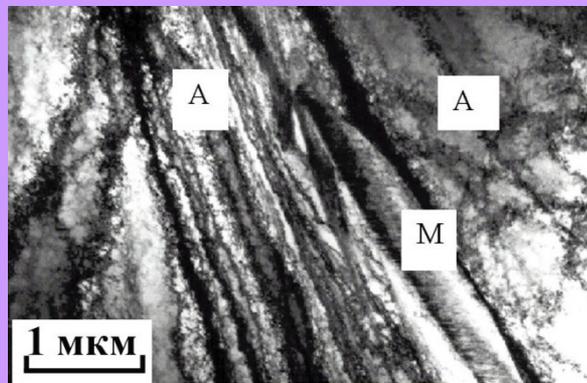
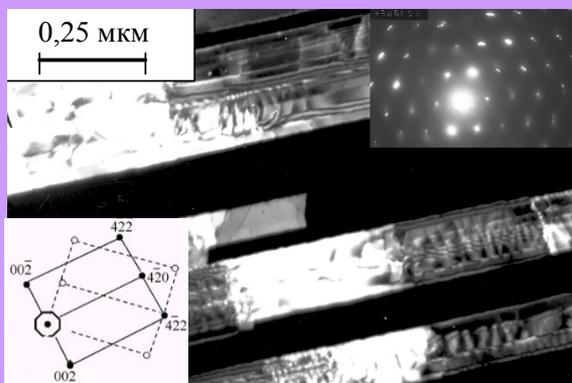
## Фазовые превращения



Ячеистая дислокационная структура в меди (99,97%) .

Полоса сдвига; сплав Fe-32%Ni

Превращение  $\alpha \rightarrow \gamma$ ; сплав Fe-32%Ni

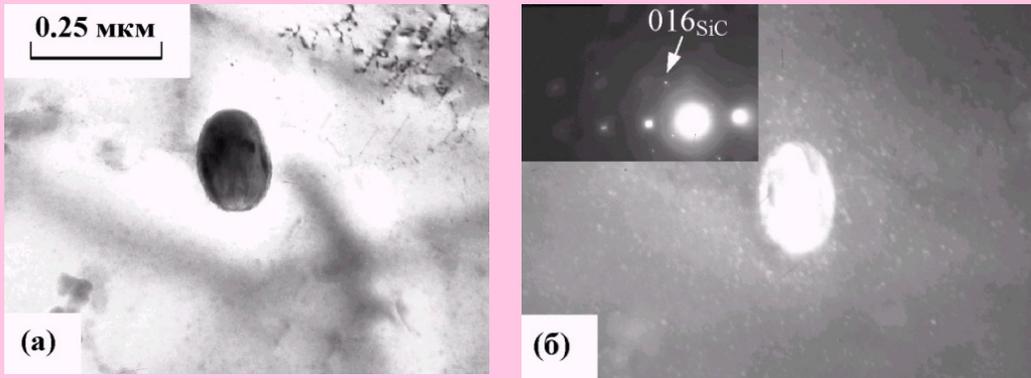


**Двойники в меди (99,97%);**  
т. п. в рефлексе 002гцк

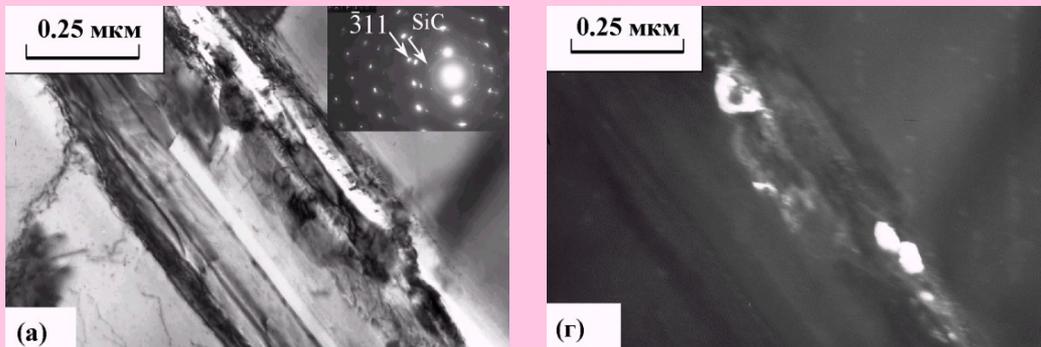
Область локализованного течения; сплав Fe-32%Ni

Кристаллы, образовавшиеся в результате  $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  превращений; сплав Fe-5,9%Ni-0,2%C

# Частицы SiC в образце меди чистотой 99,97%, нагруженной высокоскоростным потоком частиц SiC



Частица SiC в полностью залеченном канале проникания (расстояние 8-9 мм от поверхности нагружения)  
а-светлопольное; б – темнопольное изображение в рефлексе 016<sub>SiC</sub>.

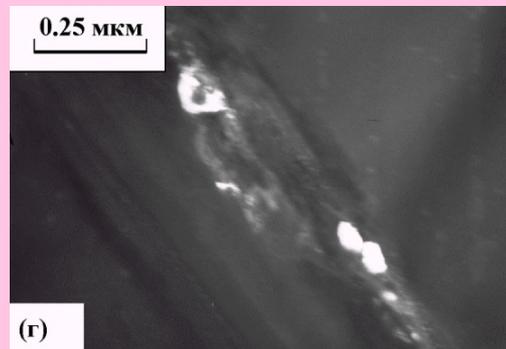
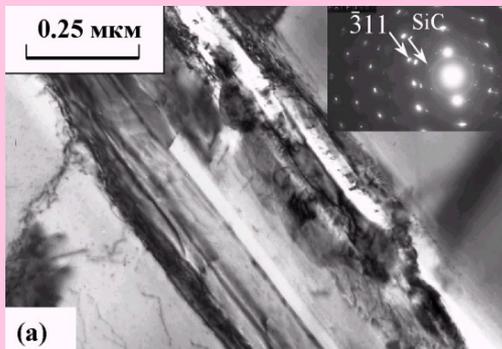


Участок канала сверхглубокого проникания:  
а-светлопольное; б – темнопольное изображение наноразмерных частиц в рефлексах 015<sub>SiC</sub> и 014<sub>SiC</sub>.

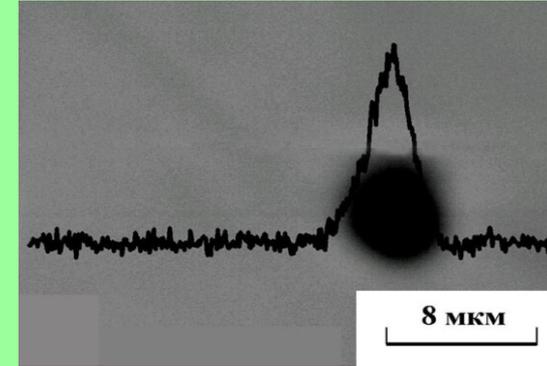
# Частицы SiC в образце меди чистотой 99,97%, нагруженной высокоскоростным потоком частиц SiC



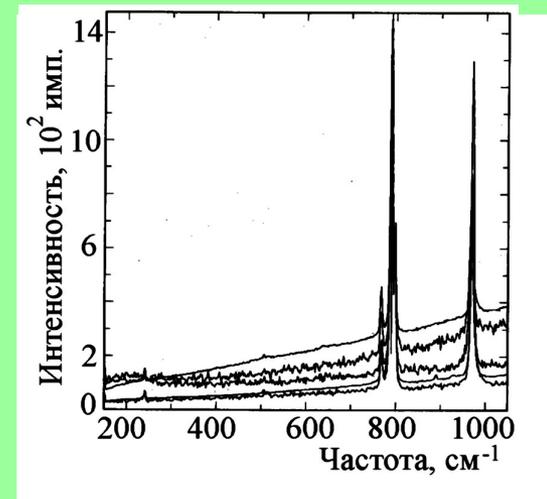
Частица SiC в полностью залеченном канале проникания (расстояние 8-9 мм от поверхности нагружения) а-светлопольное; б – темнопольное изображение в рефлексах 016sic.



Участок канала сверхглубокого проникания: а-светлопольное; б – темнопольное изображение наноразмерных частиц SiC в рефлексах 015sic и 014 sic.



частица SiC в нагруженной меди: распределение Si вдоль линии сканирования



Спектры комбинационного (Рамановского) рассеяния света, полученные от исходного порошка SiC и четырех частиц, проникших в медный образец на расстояние ~10 мм.

По характеру спектра установлено, что проникшие частицы SiC сохраняют 6Н структуру, которую имел исходный порошок.

Таким образом, произведено разделение воздействия высокоскоростного ( $\sim 1$  км/с) потока порошковых частиц SiC и Cr ( $\sim 60$  мкм) на преграды из меди и сплавов железа, на две составляющие: действие ударной волны, создаваемой при соударении потока с преградой, и собственно взаимодействие микрочастиц с материалами преград. Обнаружено два типа каналов сверхглубокого проникания, соответствующих двум видам взаимодействия микрочастиц с материалом преграды: упругому (полностью залеченные каналы) и упруго-пластическому (частично залеченные каналы).