

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

**И.В. Хомская¹, В.И. Зельдович¹, Е.В. Шорохов²,
Н.Ю. Фролова¹, А.Э. Хейфец¹**



***¹Институт физики металлов имени М.Н. Михеева
Уральского отделения РАН, Екатеринбург***



***²Российский 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)

```
graph TD; A[Способы нагружения ударными волнами ( УВ )] --> B[плоские УВ]; A --> C[мощные сходящиеся УВ]; A --> D[обработки с применением 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⁻¹

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⁻¹

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 ~ 60 мкм

$V_{\text{потока}} = 1$ км/с
плотность > 1 г/см³

$P = 8 - 12$ 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⁻¹

$P \leq 2$ 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 α -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)

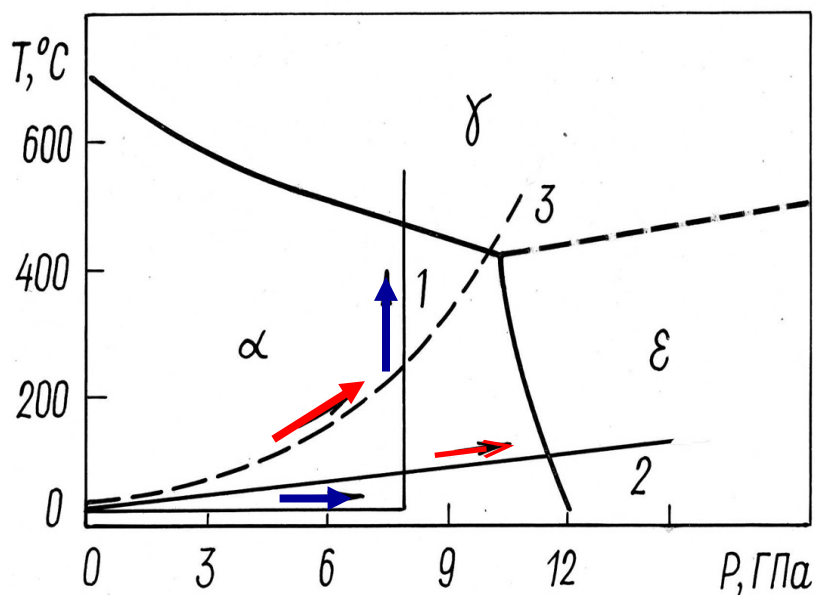


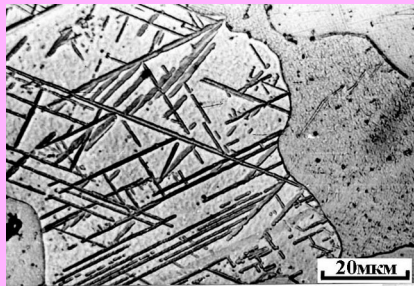
Схема T-P диаграммы
сплава Fe-6%Ni

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

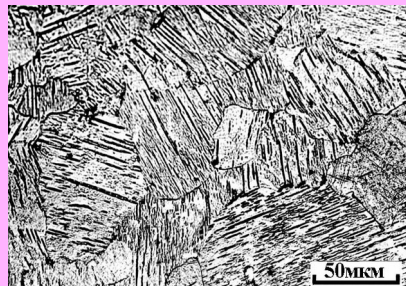
2, 3– при нагружении ударными волнами.

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

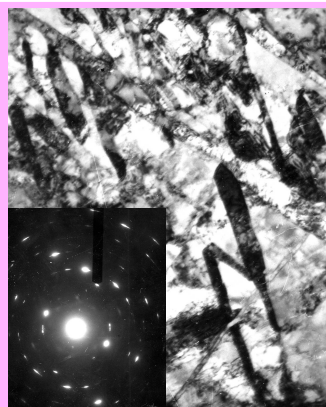
Влияние амплитуды давления на полноту $\alpha \rightarrow \epsilon$ превращения



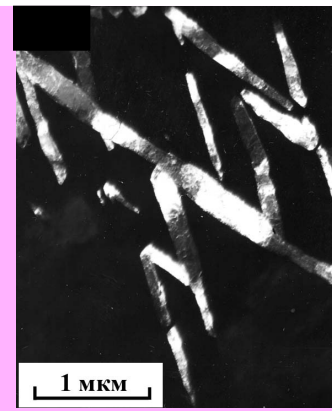
15 ГПа



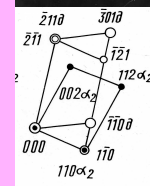
39 ГПа



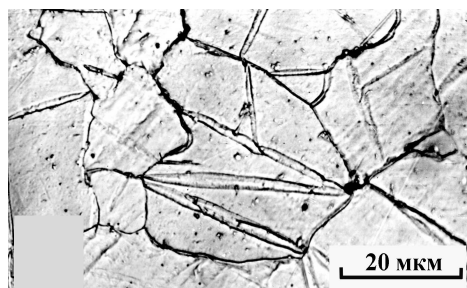
с.п.



т.п. в рефл. $200\alpha_2$ (о.з. $[110]_{\alpha_2}$); в рефл. $110\alpha_1$ $[113]_{\alpha_1}$



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



нагрев до 480°C под $P = 8$ ГПа

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

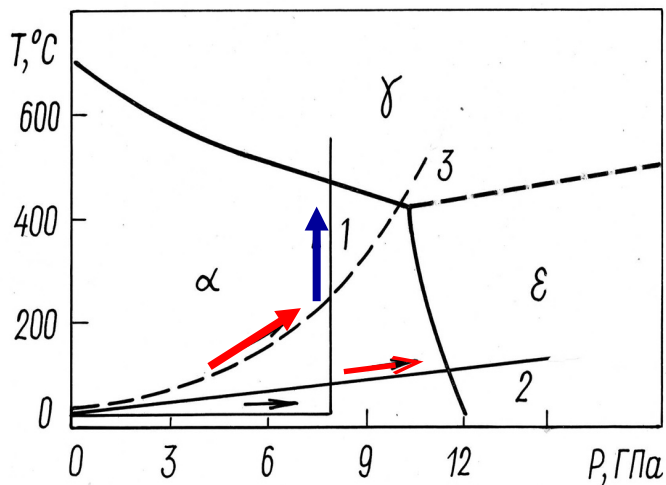
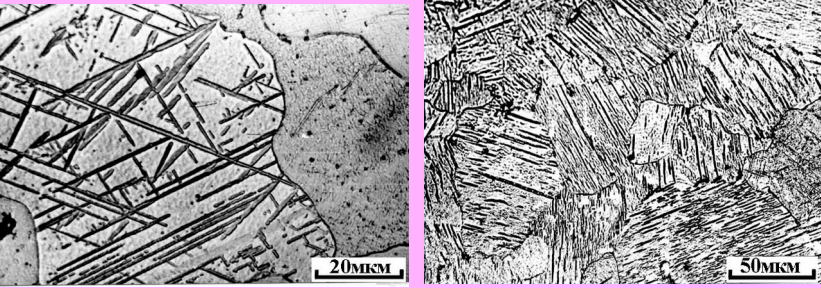


Схема T-P диаграммы сплава Fe-6%Ni

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

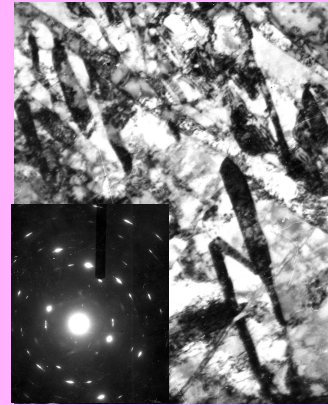
$\alpha \rightarrow \varepsilon$ превращение в сплаве Fe-0,01%C-6%Ni с ферритной структурой при нагружении ударными волнами (УВ) с $P=12-39$ ГПа

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

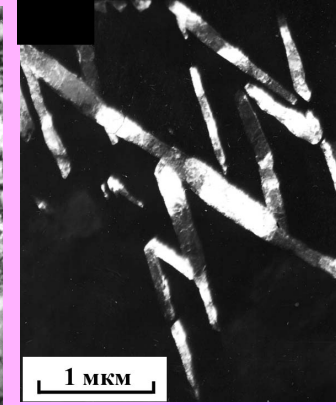


15 ГПа

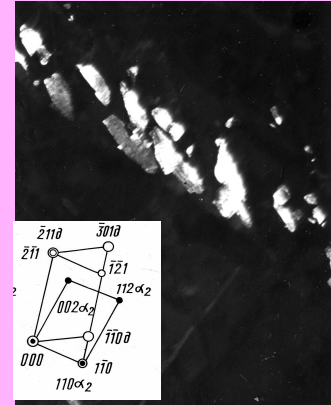
39 ГПа



с.п.

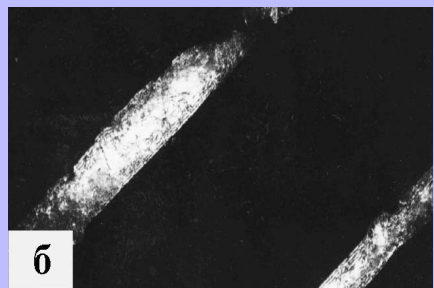
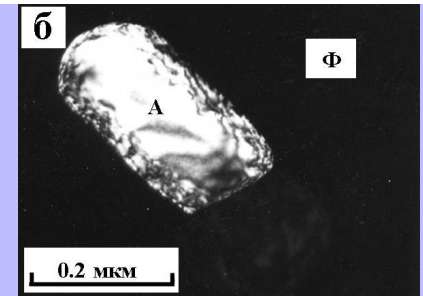
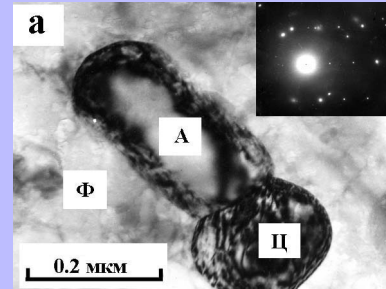
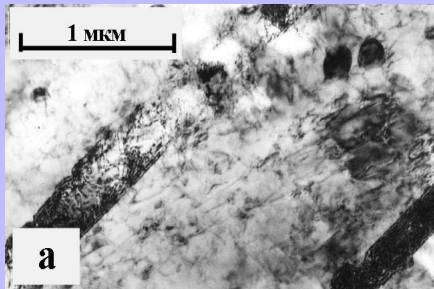


т.п. в рефл. $200\alpha_2$ (о.з. $[110]_{\alpha_2}$); в рефл. $110\alpha_d$ $[113]_{\alpha_d}$



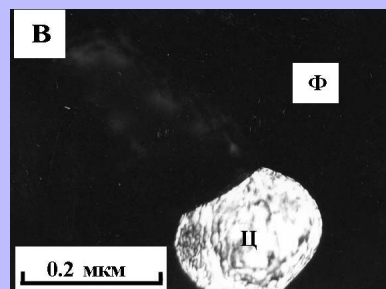
Группировки пластинчатых кристаллов, претерпевших цикл $\alpha \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ превращений ($P = 39$ ГПа)

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



Пластинчатые кристаллы ε -фазы:

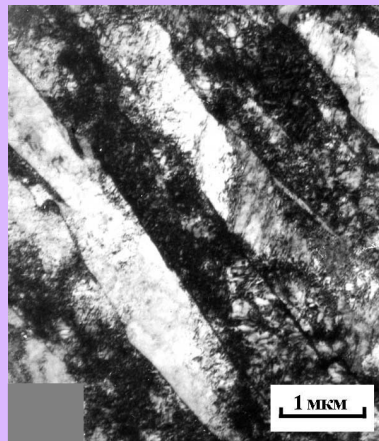
а - светлоскопическое изображение;
б, в - темнопольные изображения
б - в рефлексе 110_{α} ось зоны $[117]_{\alpha}$
в - в рефлексе 132_{α} ; о.з. $[325]_{\alpha}$



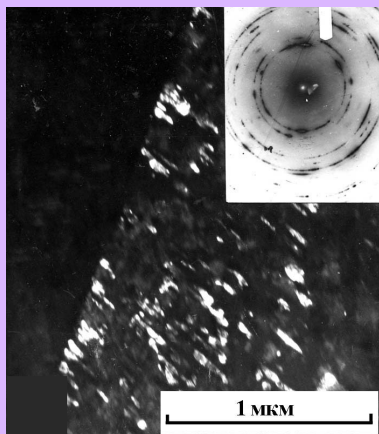
Дисперсный кристалл γ -фазы (А), образовавшийся на межфазной границе Ф/Ц:

а - с.п.; б, в - т.п. :
б - в рефлексе 110_{α} ;
в - рефлексе 132_{α}

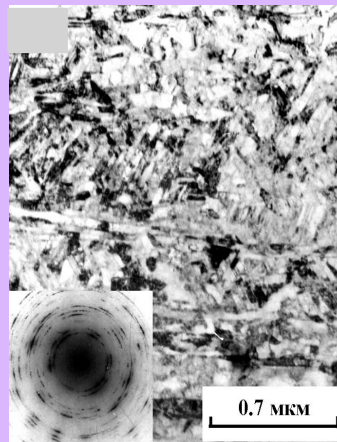
$\alpha \rightarrow \gamma$ превращение в сплаве Fe-28,1%Ni с мартенситной структурой при нагружении ударными волнами с $P=8-39$ ГПа



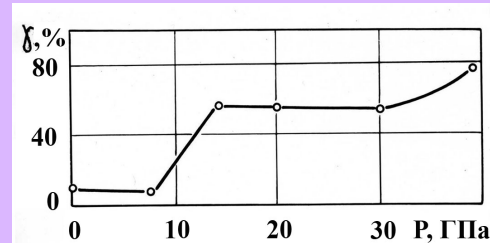
Исходная структура



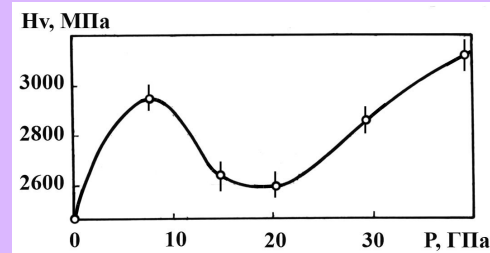
Дисперсные γ - кристаллы,
 $P=29,5$ ГПа



ГЦК - мартенсит,
 $P=39$ ГПа

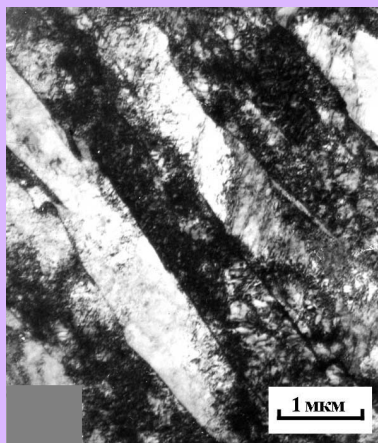


Зависимость количества образующейся γ -фазы от давления в ударной волне (магнитные измерения)

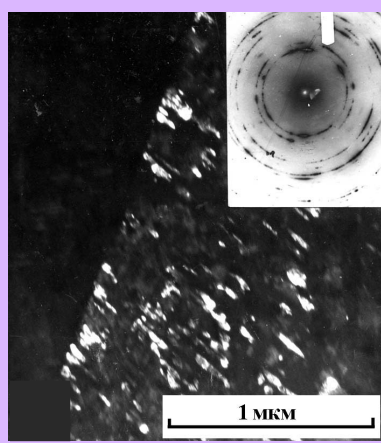


Изменение твердости сплава от давления в ударной волне.

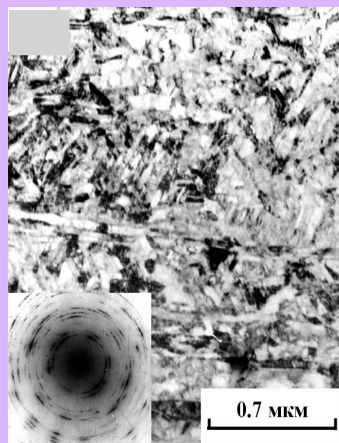
$\alpha \rightarrow \gamma$ превращение в сплаве Fe-28,1%Ni с мартенситной структурой при нагружении ударными волнами с $P=8-39$ ГПа



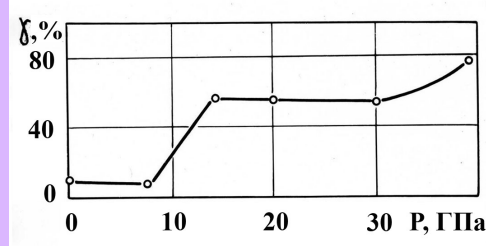
Исходная структура



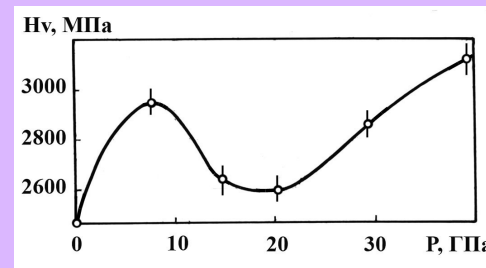
Дисперсные γ - кристаллы, $P= 29,5$ ГПа



ГЦК - мартенсит, $P=39$ ГПа

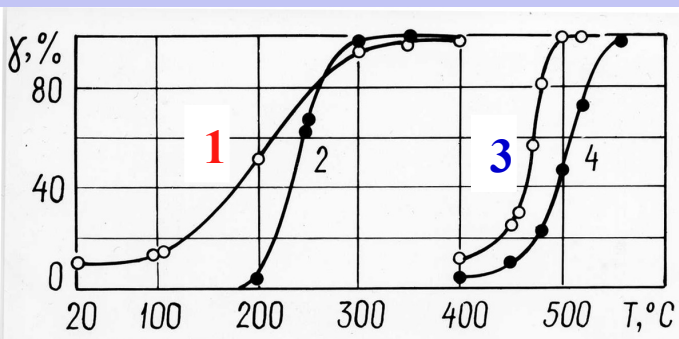


Зависимость количества образующейся γ -фазы от давления в ударной волне (магнитные измерения)



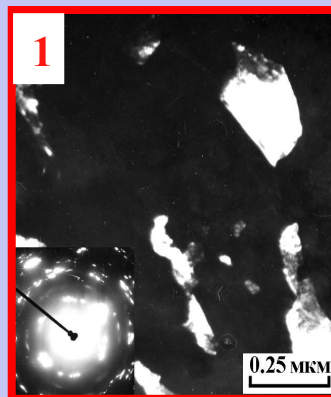
Зависимость твердости сплава от давления в ударной волне.

при нагреве под давлением 8 ГПа

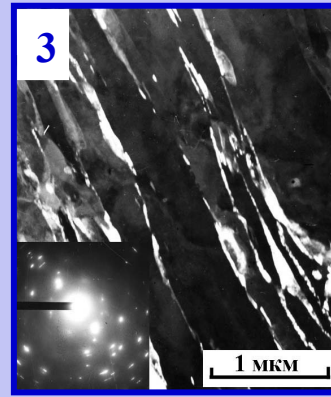


под давлением 8 ГПа

без давления



200°C; $P=8$ ГПа



480°C; без давления

Зависимость количества образующейся γ -фазы от Tn: 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 γ - фазы. Наклеп, вносимый высокоскоростной деформацией (10^6-10^7 с $^{-1}$), изменяет напряженное состояние исходной мартенситной структуры, способствует возникновению центров γ -фазы с различной ориентацией и одновременно препятствует их росту, из-за потери когерентной связи между γ -кристаллами и мартенситом. Эти изменения обуславливают нарушение кристаллографической обратимости $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, в результате образуется большое количество нанокристаллов γ -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:

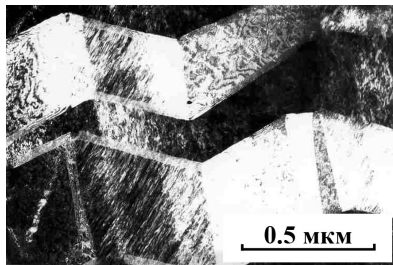
стали: Ст 3 (0,14-0,22 %C) и 45 (0,40-0,45 %C), двухфазная (феррито-перлитная)
латунь Л63 (Cu-37%Zn), двухфазная-(α + β); бронза Cu-12,5% Al, пластинчатая (β')
ВТЗ-1(Ti-5,5 Al-2,0 Mo-1,3 Cr); пластинчатая двухфазная -(α + β)
Д16 (Al-4,4Cu-1,5Mg-0,6Mn) двухфазная- (α -фаза+частицы интерметаллида)
Н32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

ОБРАЗЦЫ,
СХЕМЫ и ПАРАМЕТРЫ
НАГРУЖЕНИЯ:

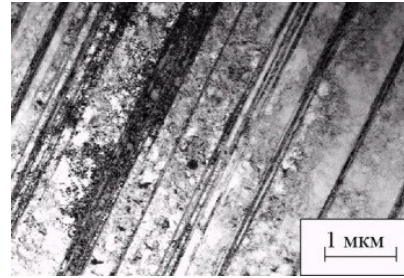
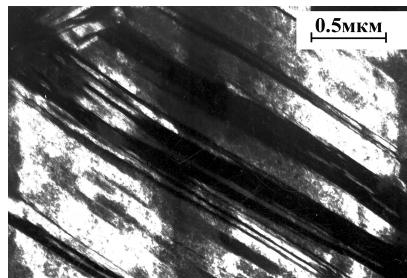
цилиндры: d=20, h=30 мм; и d=60, h=30 мм; P= 42–130 ГПа; T = \leq 300°C
шары d=40, 60 и 80 мм (2-12 точек инициир.заряда ВВ); P= 36–300 ГПа; T=100-2000°C

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)

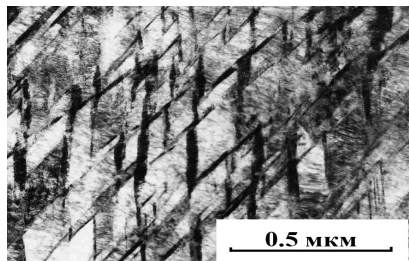


т.п. в рефлексе 111 α , о.з. [110] гцк

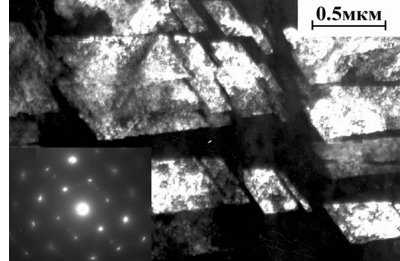


Однотипное двойникование
нескольких кристаллов
 β' -мартенсита в Cu-12,5 %Al

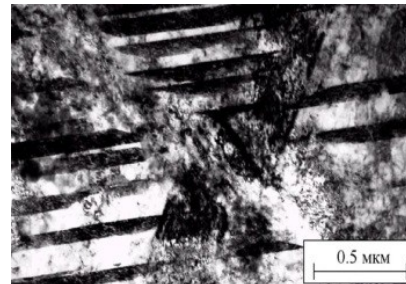
Двойники одной системы в
Cu-37%Zn и в спл. Fe-
31,8%Ni с аустенитной
структурой



Бронза Cu-12,5% Al



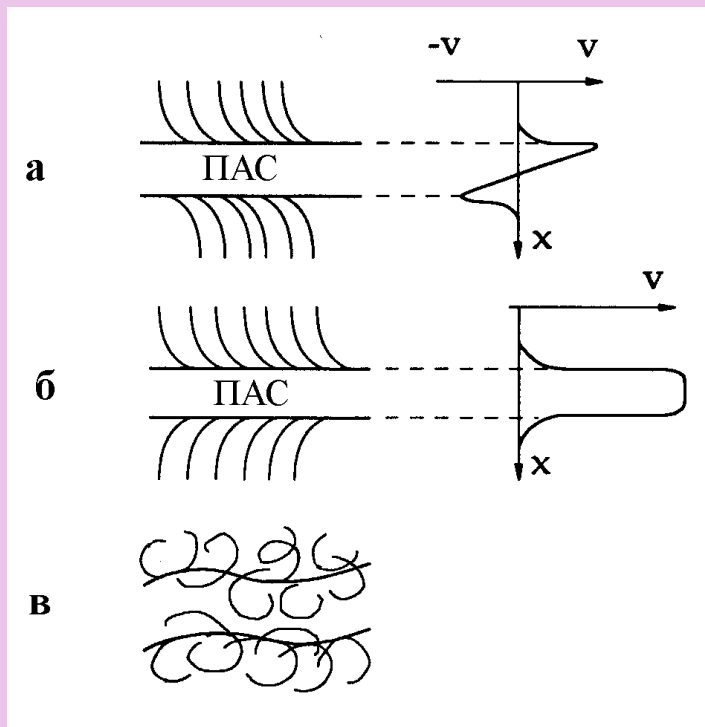
Латунь Cu-37%Zn
т.п. в рефлексе 111 α , о.з. [110] гцк



Сплав Fe-31,8%Ni-0,05%C

Двойники двух систем

Классификация типов локализованного течения при нагружении УВ

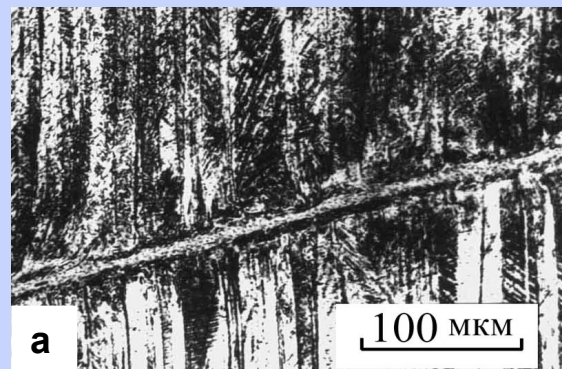


Три типа локализованного течения и профили скорости частиц вещества

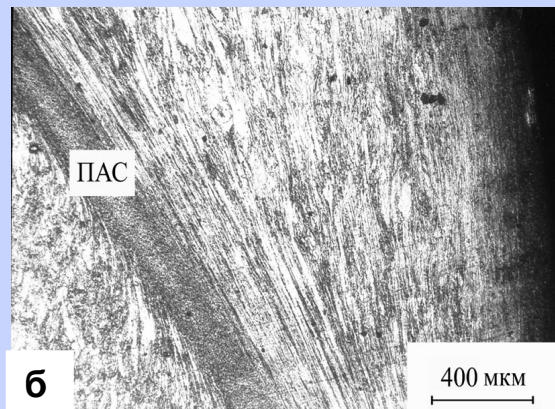
а - сдвиговое, обусловленное деформацией сдвига одной части образца относительно другой;

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

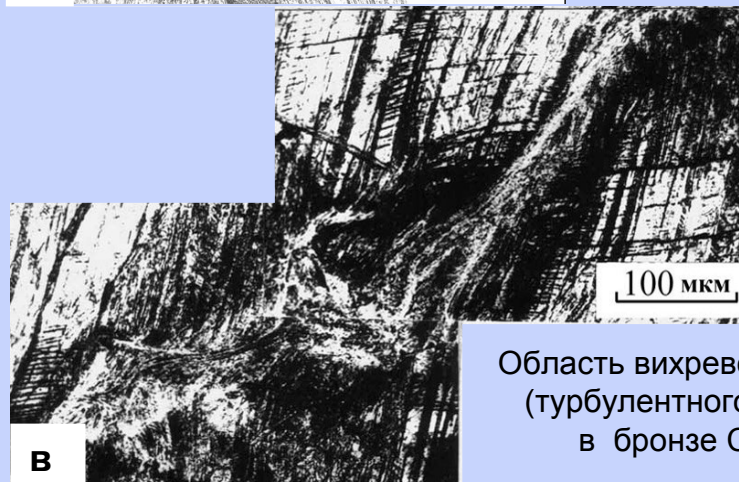
в - вихревое (турбулентное) течение, при котором вектор скорости частиц вещества непрерывно изменяется.



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

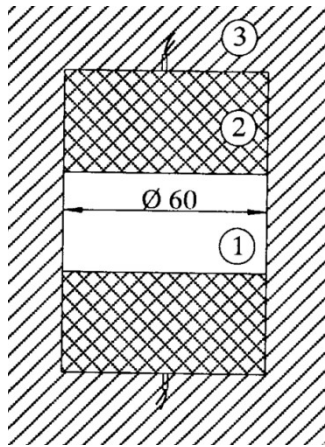
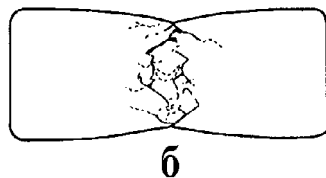
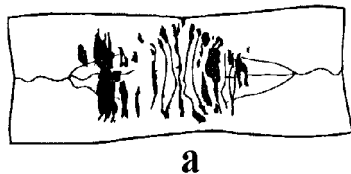


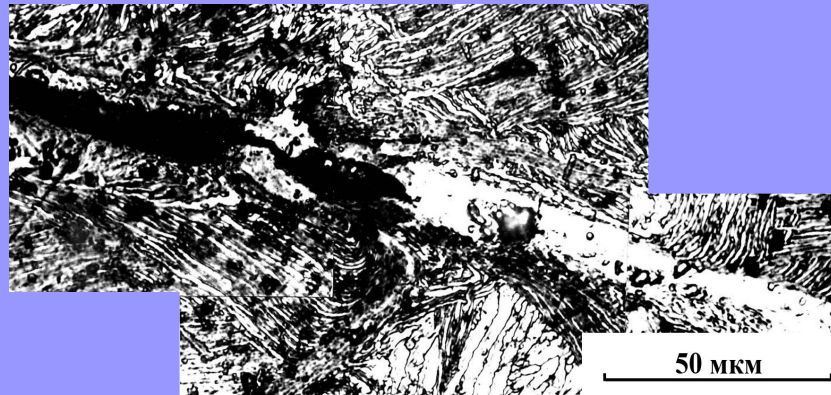
Схема нагружения :

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

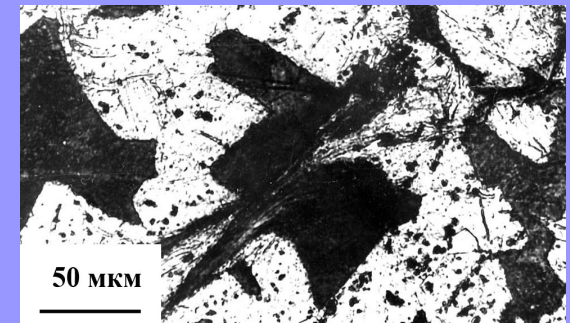
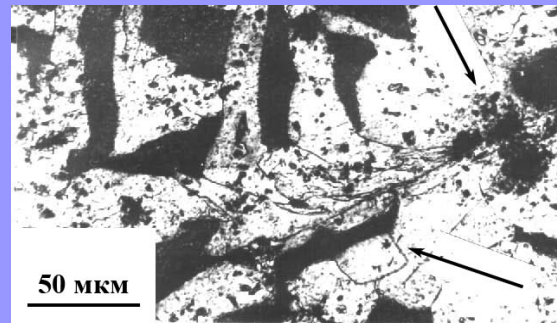
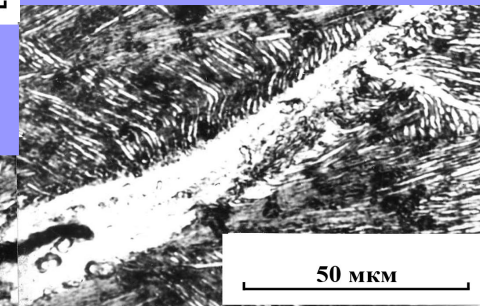
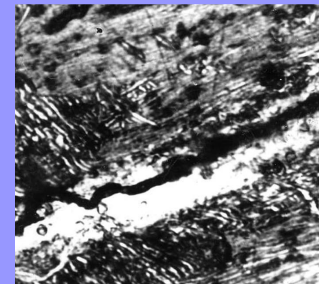


Вид плоскостей разреза
дисков из стали Ст3 (а)
и сплава ВТЗ-1 (б);

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



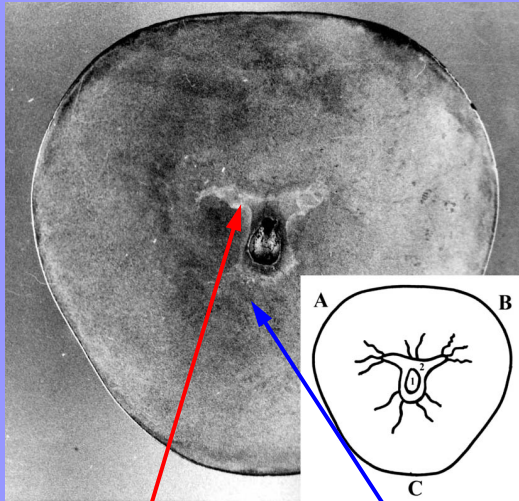
Зарождение трещин в ПАС в сплаве ВТЗ-1



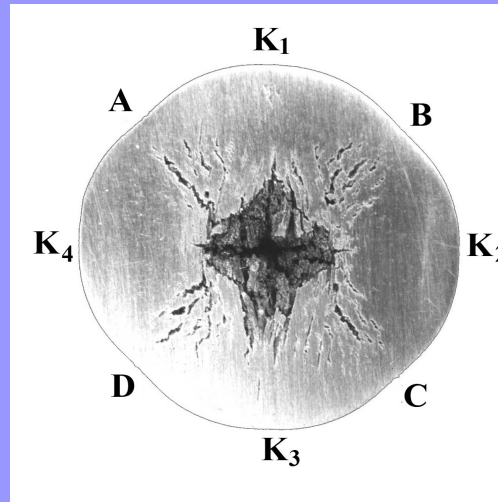
Зарождение трещины в области локализованной деформации в феррите и дробление перлитного участка в зоне локализованного течения Ст 3

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

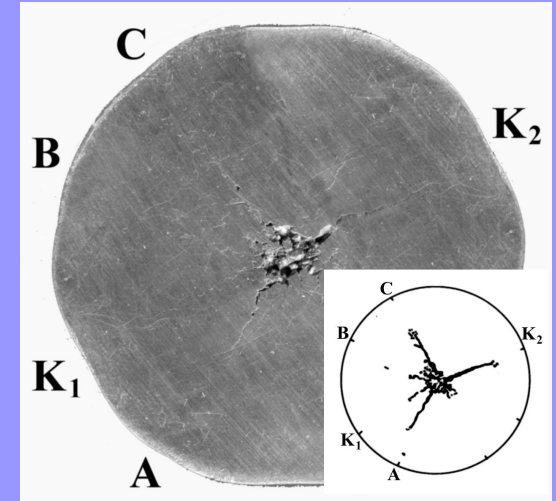
Вид диаметральных плоскостей разреза шаровых образцов после нагружения K_1, K_2, K_3, K_4 – проекции точек инициирования, A, B, C, D – места столкновения детонационных волн



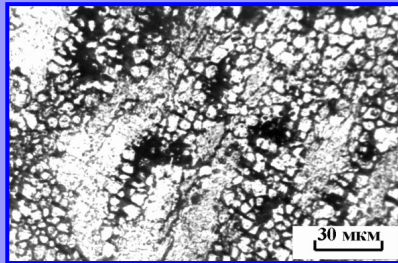
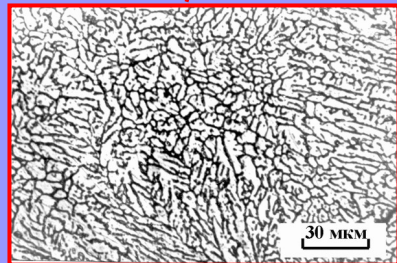
Дюралюминий Д16, $d=60$ мм, 4 точки (квазитетраэдр); $P=36-100$ ГПа



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



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



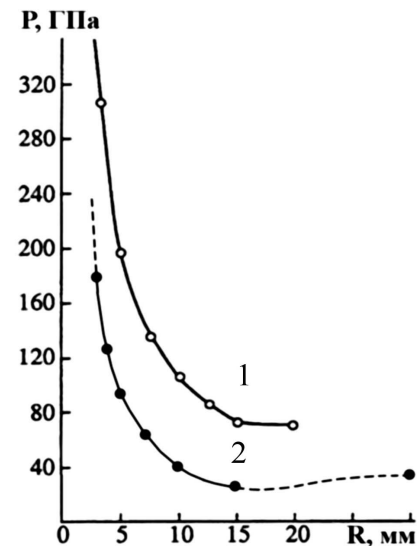
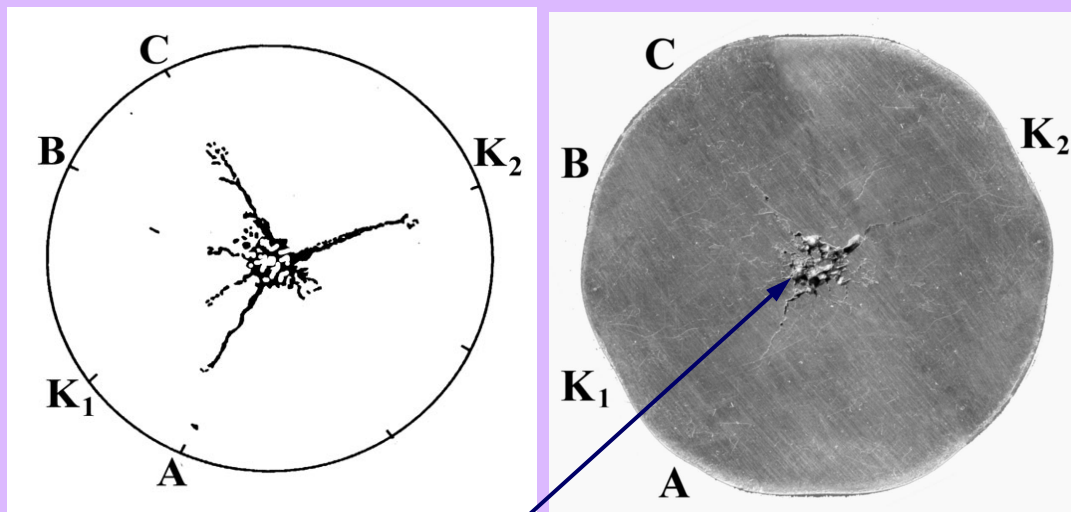
дендритная структура;
 $P \geq 90$
ГПа; $T \geq 660^\circ\text{C}$,

частичная
рекристаллизация
 α - фазы

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

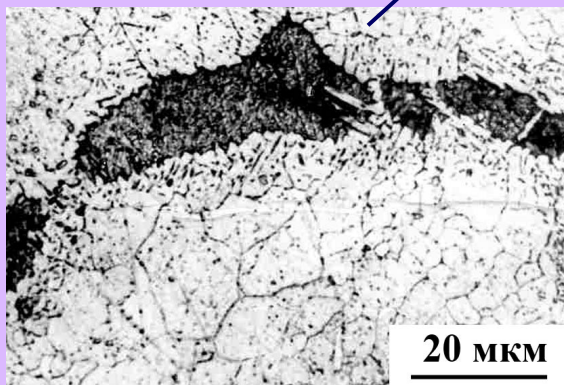
Микроструктура шара $d=60$ мм из латуни Л63 (Cu-37%Zn) после нагружения квазисферическими ударными волнами с $P=40-150$ ГПа

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

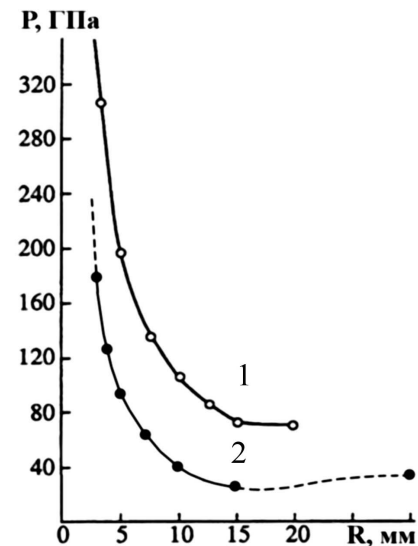
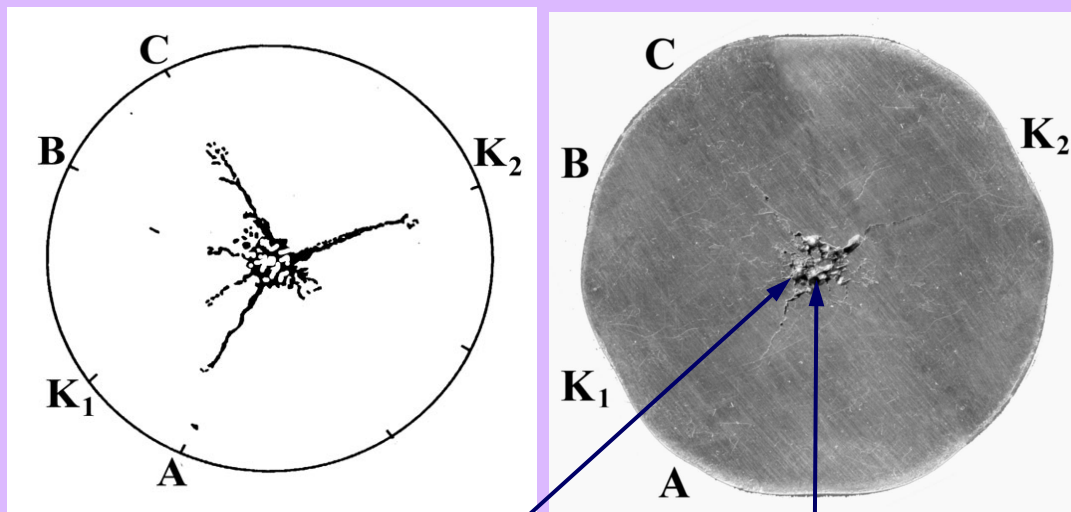
Структурные изменения, связанные с повышением P и T



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

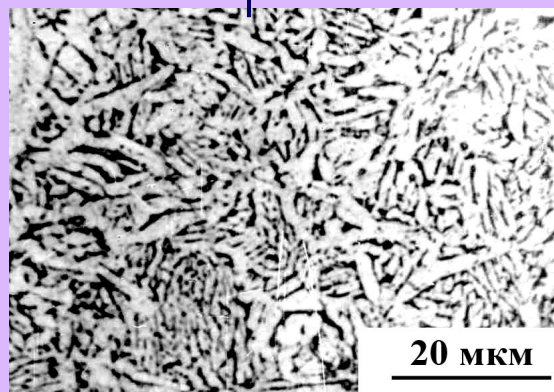
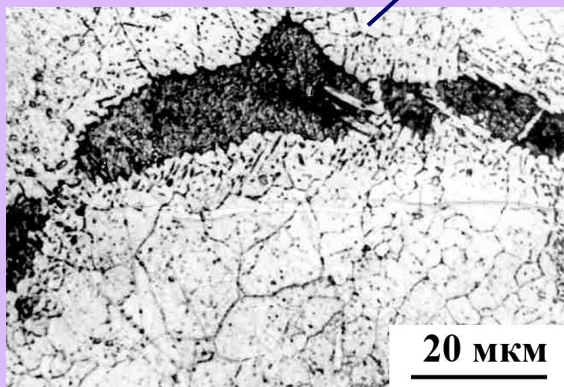
Микроструктура шара $d=60$ мм из латуни Л63 (Cu-37%Zn) после нагружения квазисферическими ударными волнами с $P=40-150$ ГПа

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

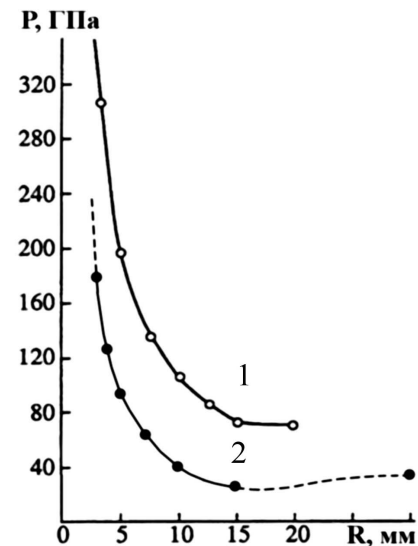
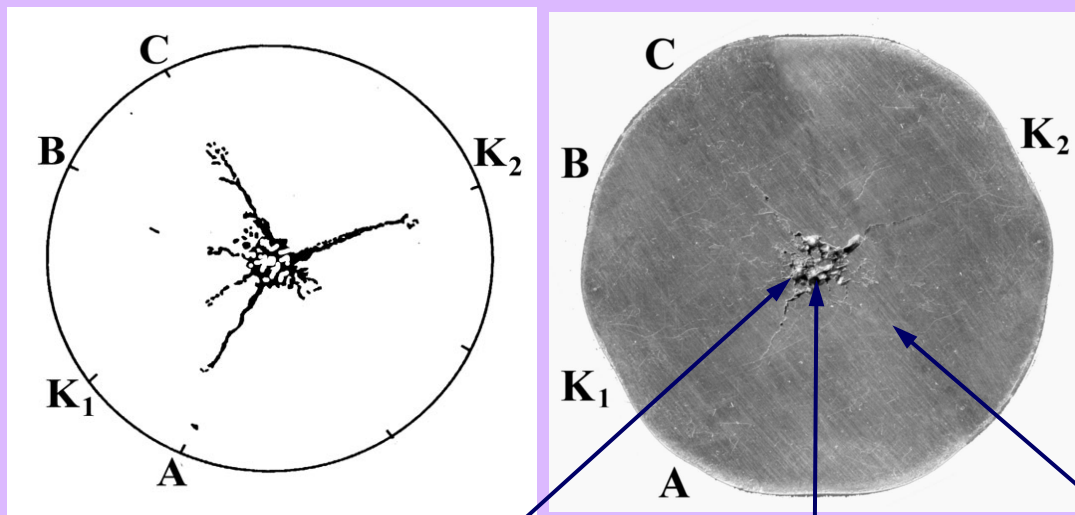


рекристаллизация α -фазы ($T \geq 650^\circ\text{C}$) и начальные стадии $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения ($T = 800^\circ\text{C}$ $P = 130-150$ ГПа);

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

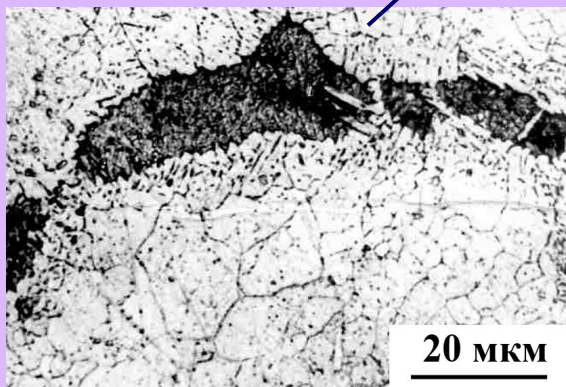
Микроструктура шара d=60 мм из латуни Л63 (Cu-37%Zn) после нагружения квазисферическими ударными волнами с P=40-150 ГПа

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

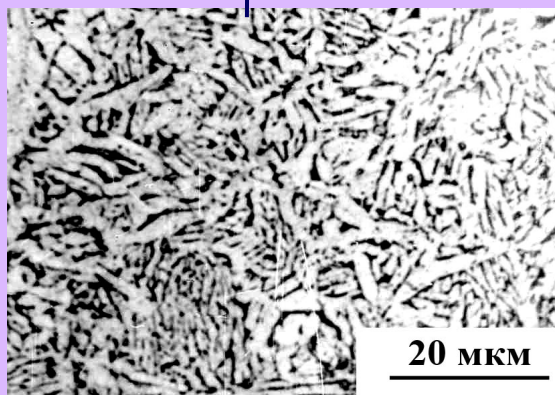


Изменение давления вдоль радиуса шаров: 1 - d= 40 мм; 2 - d= 60 мм

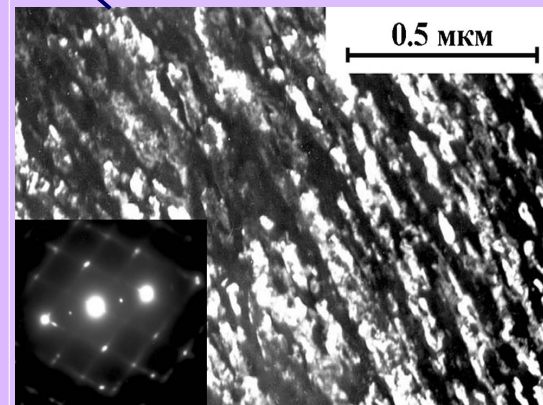
Структурные изменения, связанные с повышением P и T



рекристаллизация α -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; $T \geq 800^\circ\text{C}$



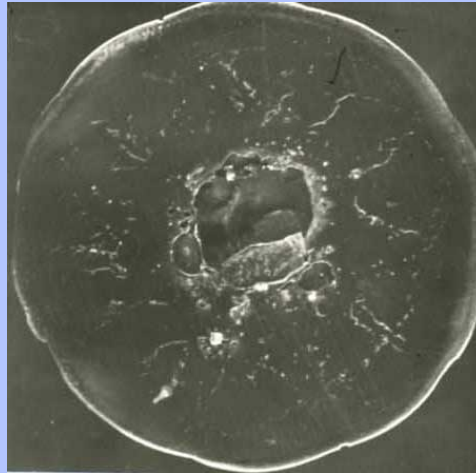
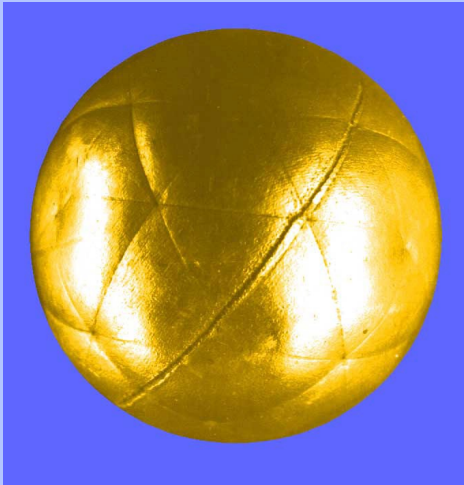
нанокристаллы β - фазы

рефлекс 112 о з [110]

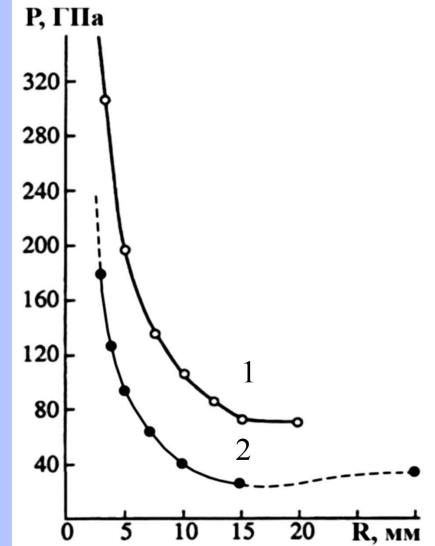
Т.п.В

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)



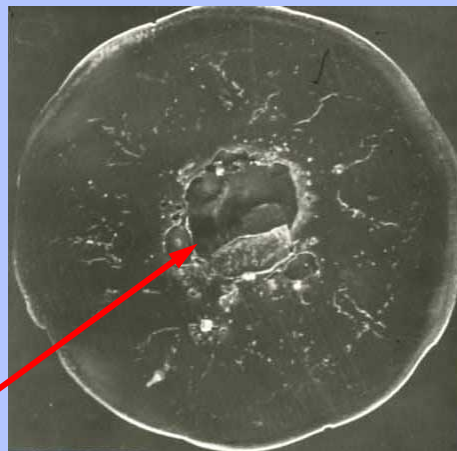
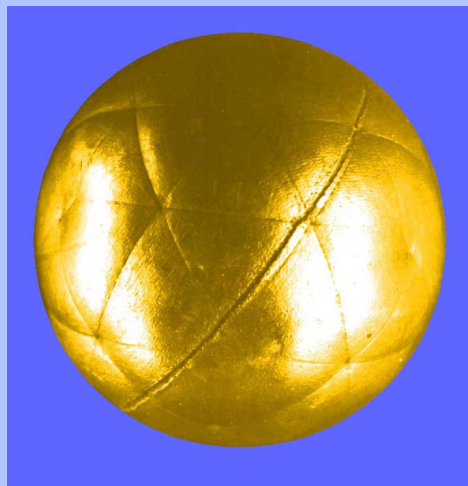
$d=40$ мм



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

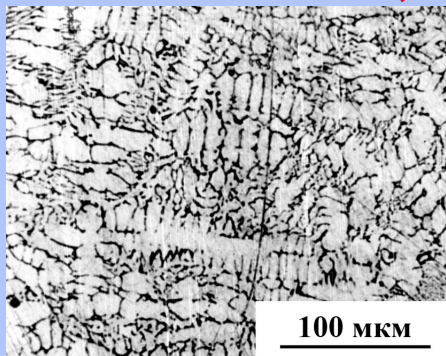
Микроструктура шара $d=40$ мм из латуни Л63 (Cu-37%Zn) после нагружения квазисферическими ударными волнами с $P=70-300$ ГПа

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



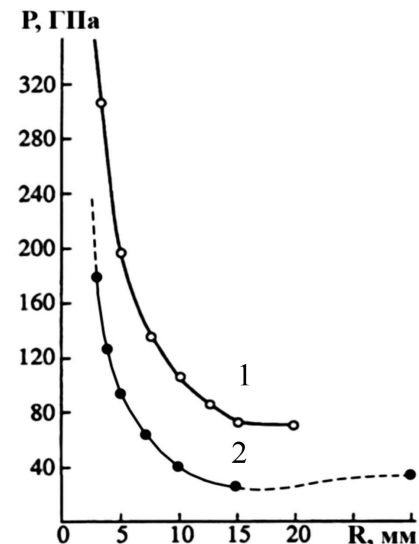
$d=40$ мм

Структурные изменения, связанные с повышением P и T

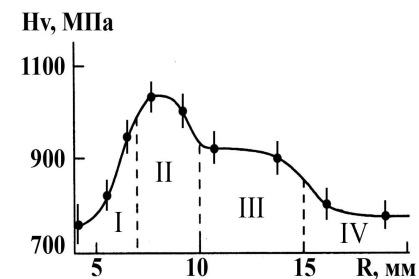


100 мкм

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



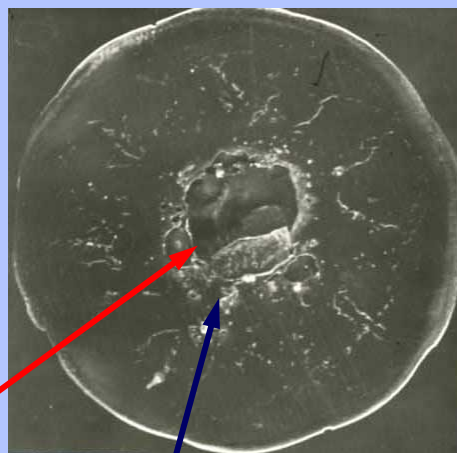
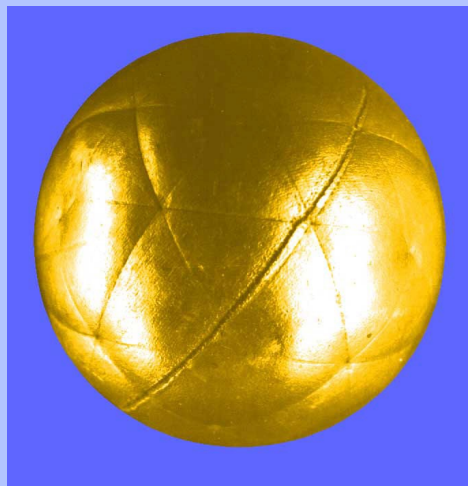
Изменение давления вдоль радиуса шаров: 1 - $d=40$ мм; 2 - $d=60$ мм



Изменение микротвердости вдоль радиуса шара

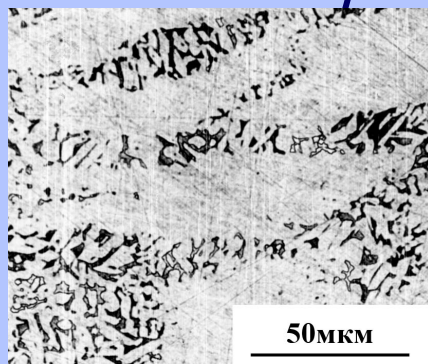
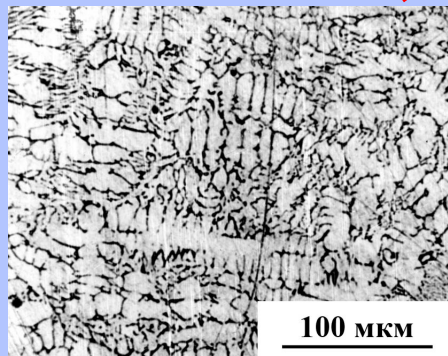
Микроструктура шара d=40 мм из латуни Л63 (Cu-37%Zn) после нагружения квазисферическими ударными волнами с P=70-300 ГПа

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



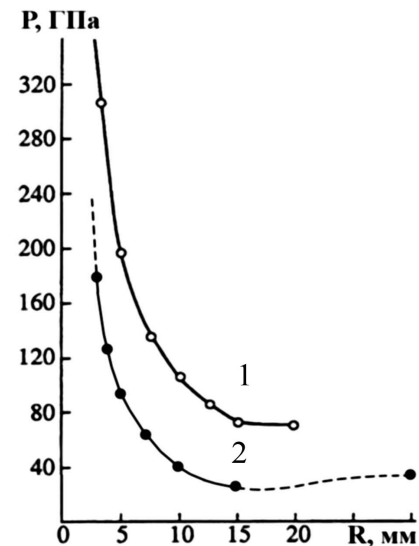
d=40 мм

Структурные изменения, связанные с повышением P и T

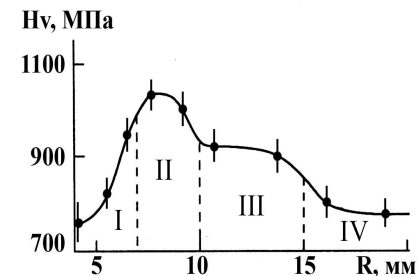


дендритная структура вокруг центральной полости ($H_v = 750 \text{ МПа}$; $P = 175\text{-}255 \text{ ГПа}$; $T = 1800\text{-}2000^\circ\text{C}$;) зона I

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



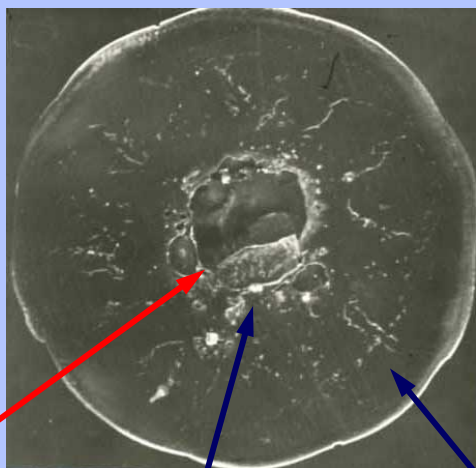
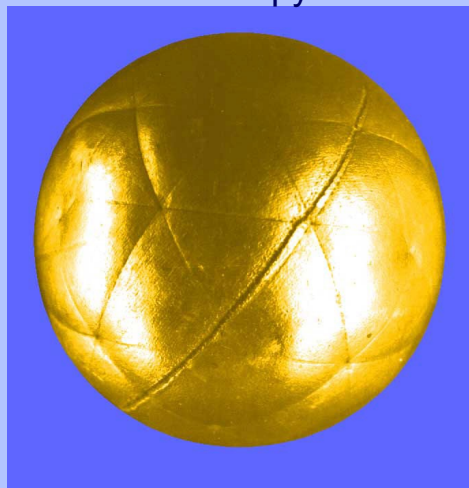
Изменение давления вдоль радиуса шаров: 1 - d= 40 мм; 2 - d= 60 мм



Изменение микротвердости вдоль радиуса шара

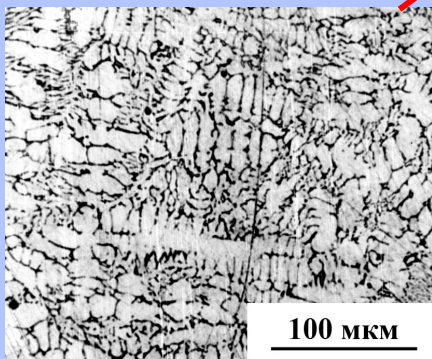
Микроструктура шара d=40 мм из латуни Л63 (Cu-37%Zn) после нагружения квазисферическими ударными волнами с P=70-300 ГПа

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

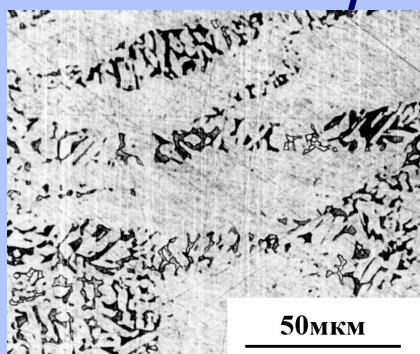


d=40 мм

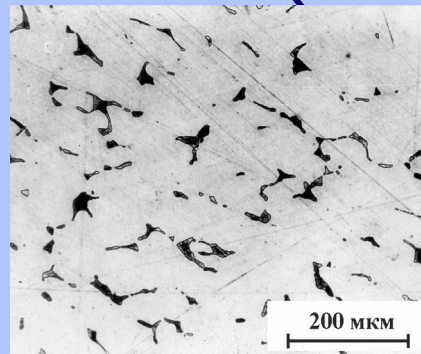
Структурные изменения, связанные с повышением P и T



100 мкм



50 мкм

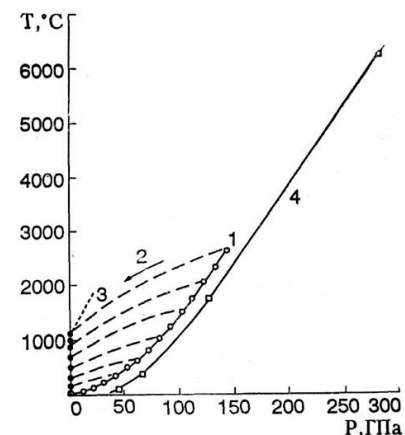


200 мкм

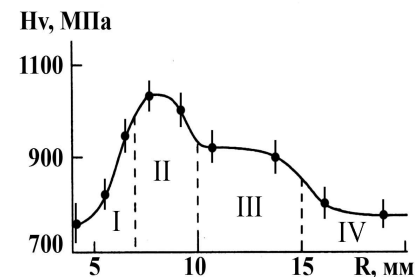
дендритная структура вокруг центральной полости; $Hv=750$ МПа; $P=175-255$ ГПа; $T=1800-2000^\circ\text{C}$ (зона I);

$\beta \rightarrow \alpha$ 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)



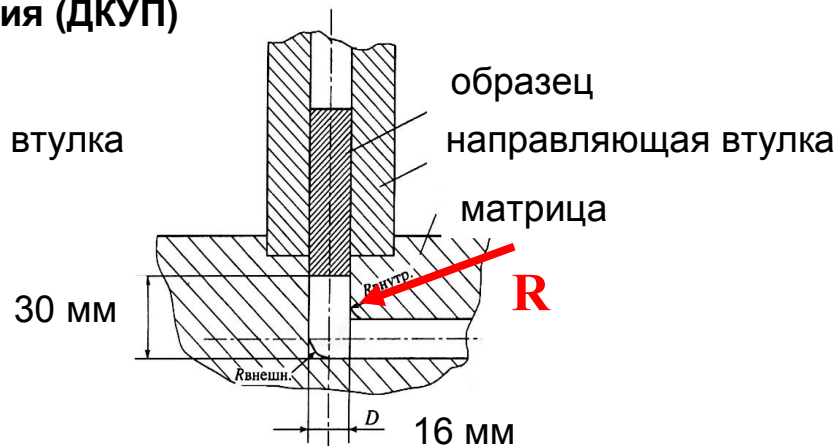
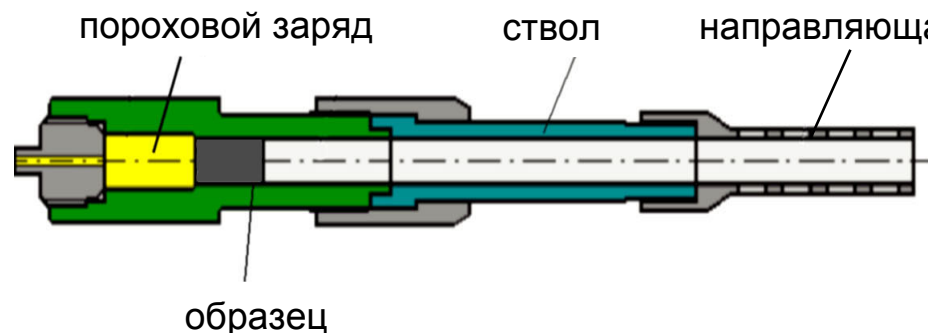
Результаты расчета температур, развивающихся при УВН меди и латуни: 1– температуры на фронте ударной волны и 2 – схематическое изображение процесса разгрузки в меди [Мак Куин и Марш]; 3– зависимость температуры плавления меди от давления [Танков]; 4 – температуры на фронте ударной волны в латуни Л63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

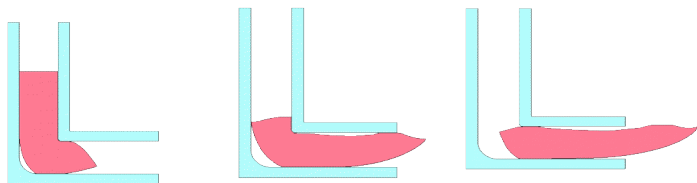


Моделирование процесса ДКУП (на примере образцов меди)

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

Жгилев

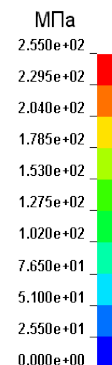
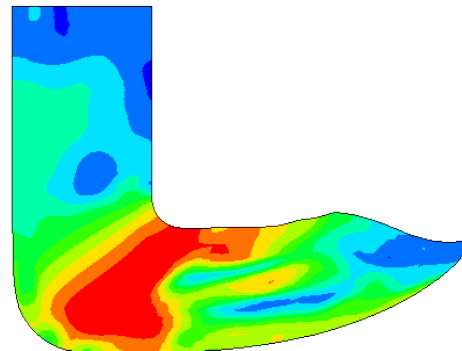
Конечное положение образцов при различных начальных (V_0) скоростях



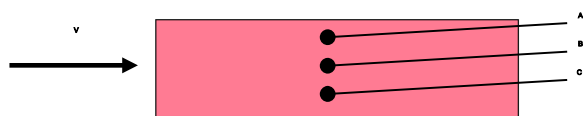
$V_0=100$ м/с
образец
остановился

$V_0=200$ м/с
образец
остановился

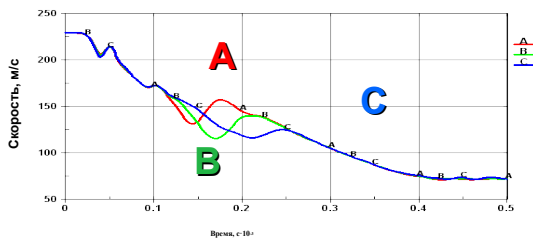
$V_0=230$ м/с
скорость образца
после прохождения
зоны пересечения
каналов ~ 70 м/с



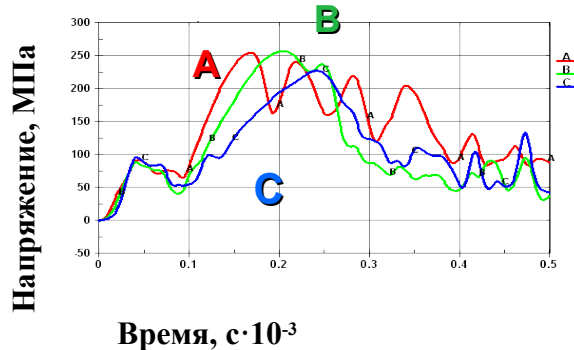
Распределение
сдвиговых
напряжений в
образце на
момент времени,
соответствующий
прохождению
половины длины
образца



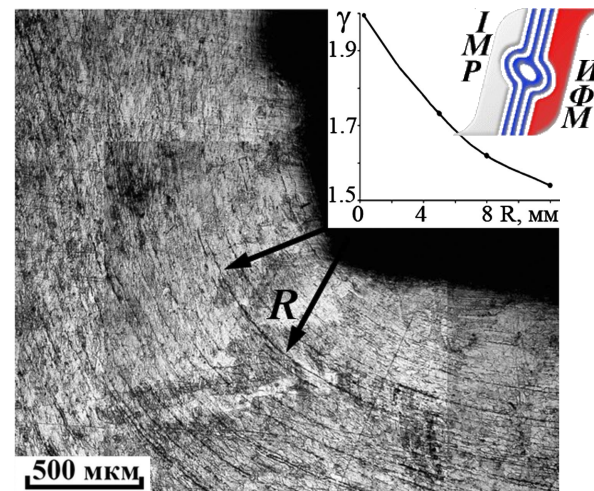
Точки образца



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 ($R=0$)

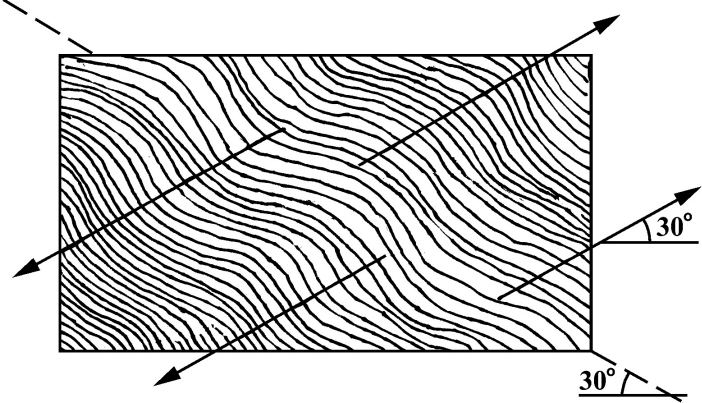
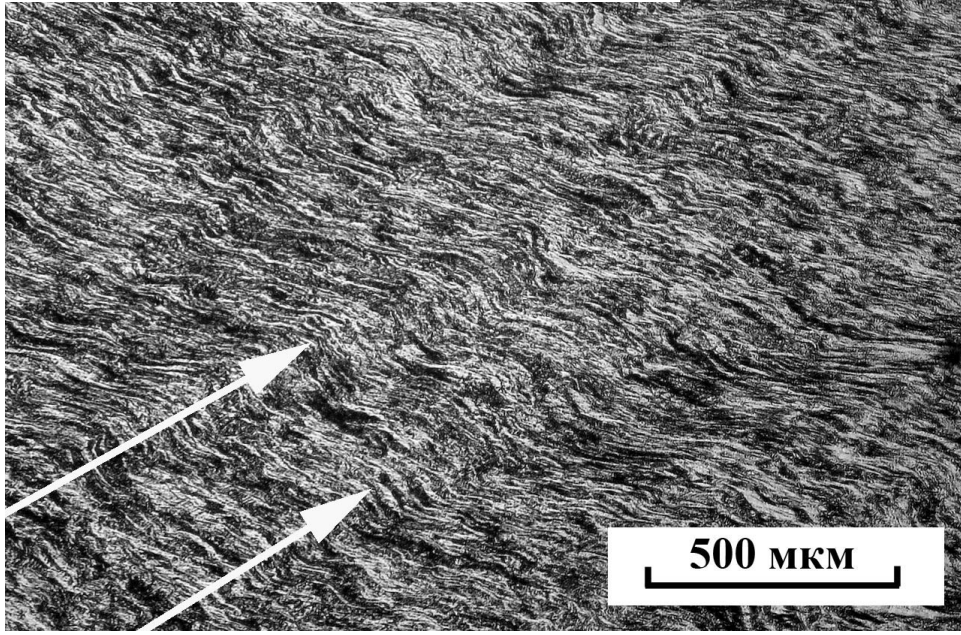
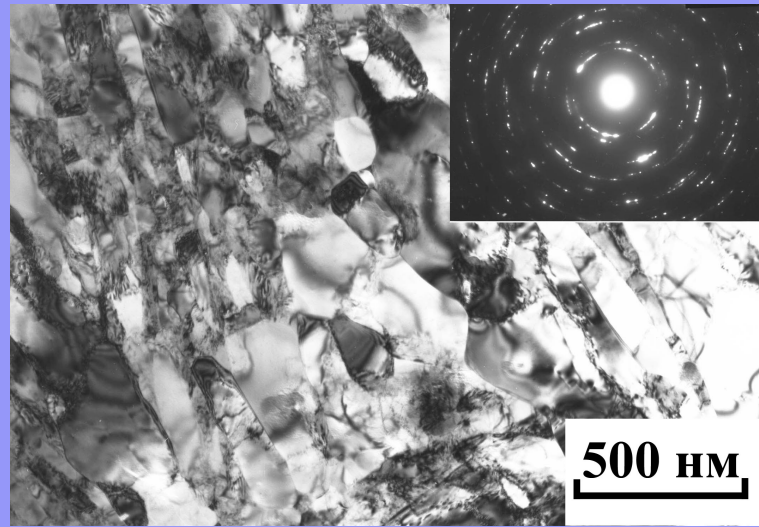


Схема структуры
 Направления локализованных сдвигов указаны стрелками

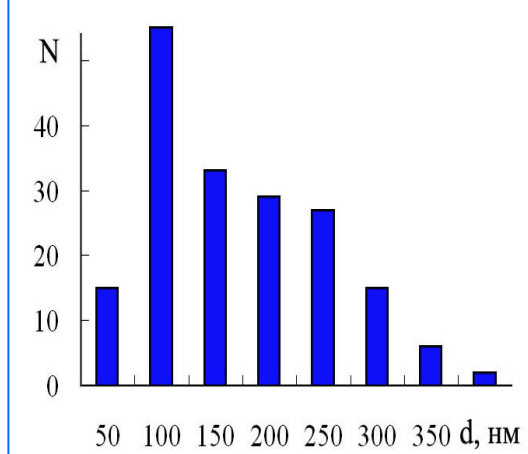


Волнообразная волокнистая структура

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

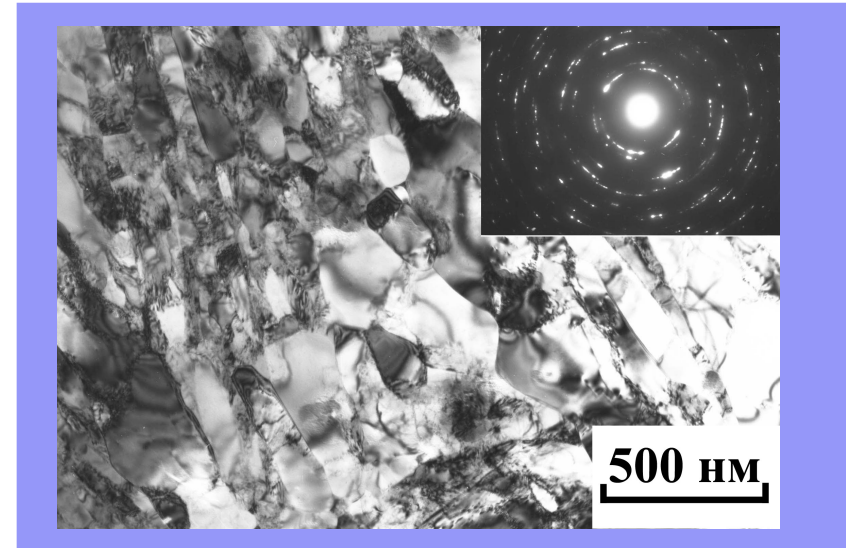
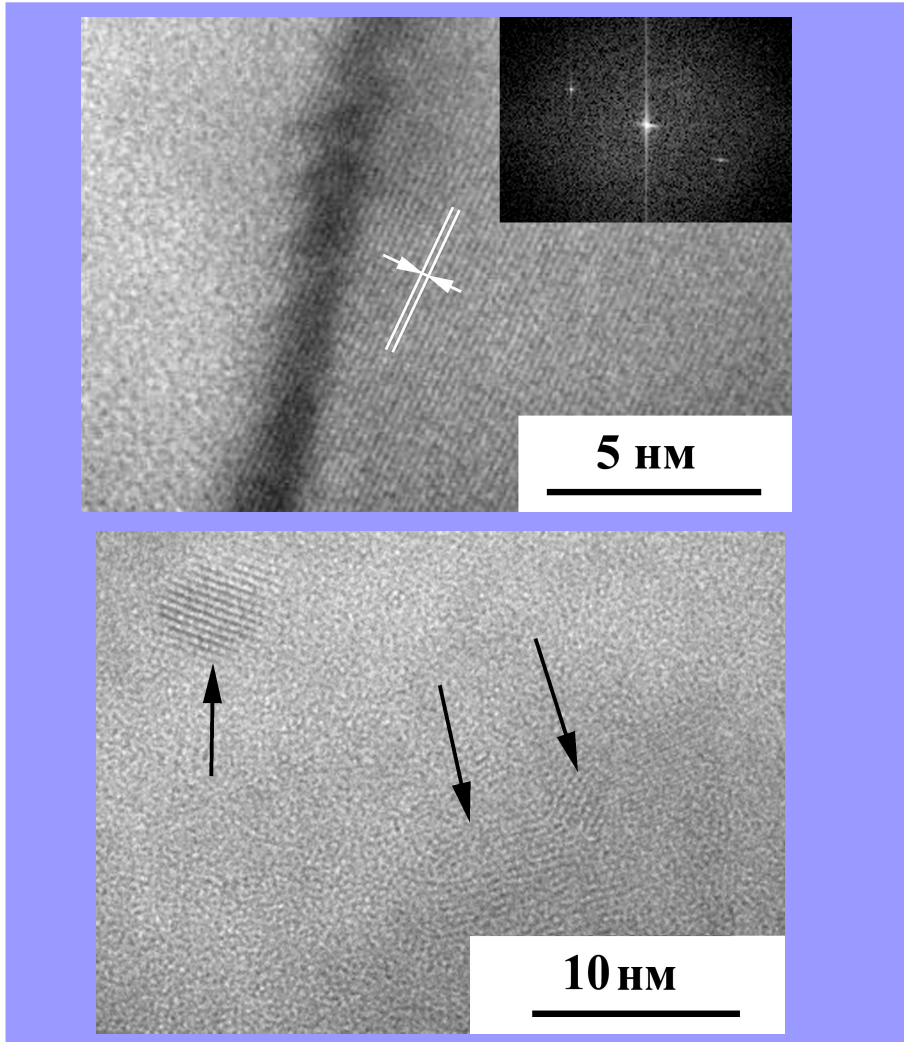


Дисперсные зерна-субзерна (50-450 нм) внутри волокон меди

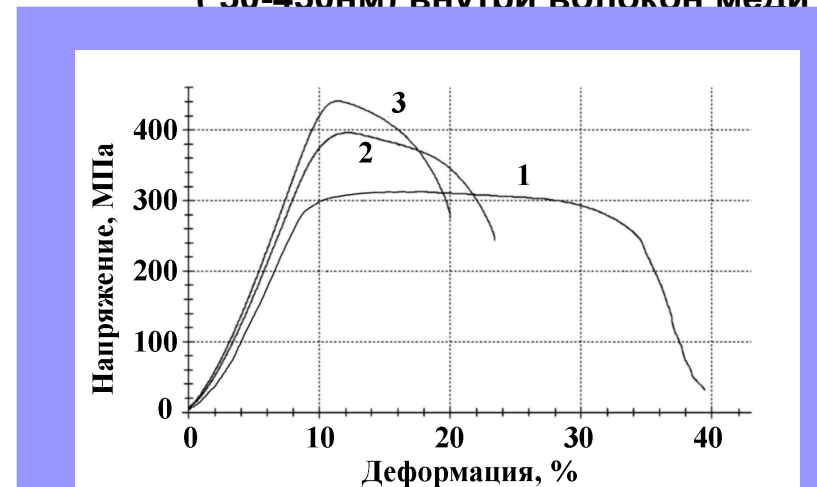


Гистограмма распределения зерен-субзерен по размерам

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

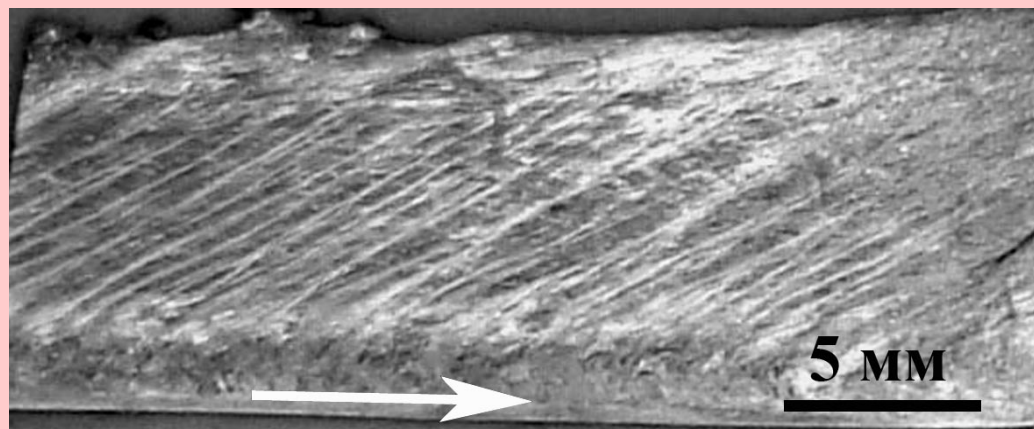


Диаграммы растяжения образцов:

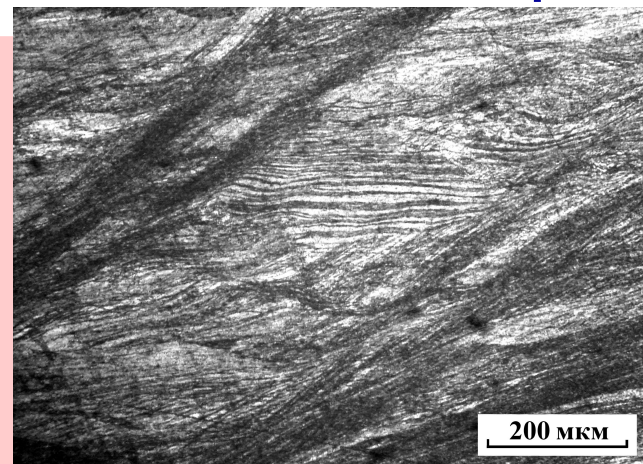
- 1- исходное состояние ($\sigma_B=312$ $\sigma_{0.2}=304$ МПа, $\delta=37\%$)
- 2 - ДКУП, 1-проход, $R=0$ ($\sigma_B=396$, $\sigma_{0.2}=362$ МПа, $\delta=22\%$)
- 3 - ДКУП, 4-прохода, $R=0$ ($\sigma_B=440$, $\sigma_{0.2}=414$ МПа, $\delta=19\%$)

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.

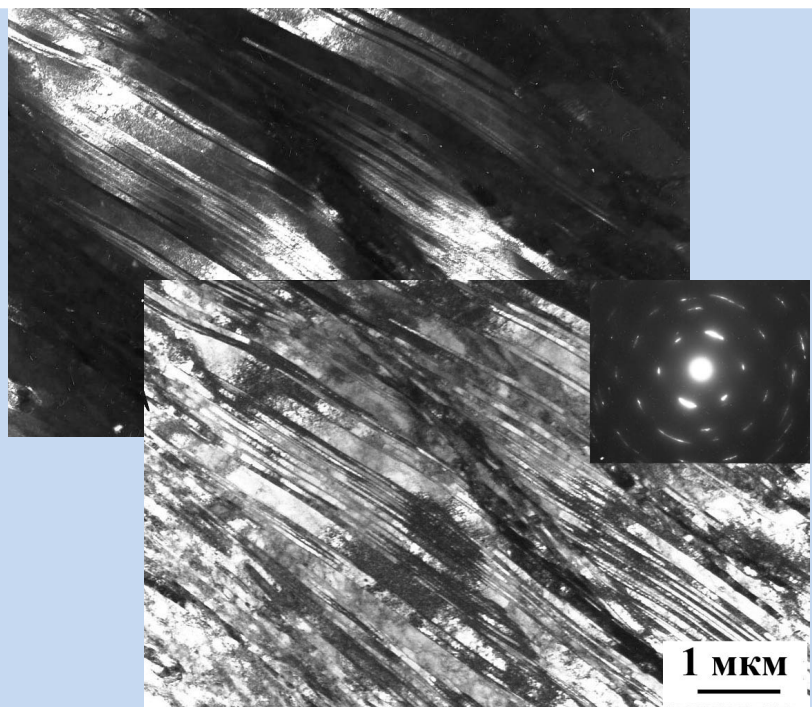
Структура низколегированных сплавов Cu-Cr-Zr после ДКУП, 3 прохода



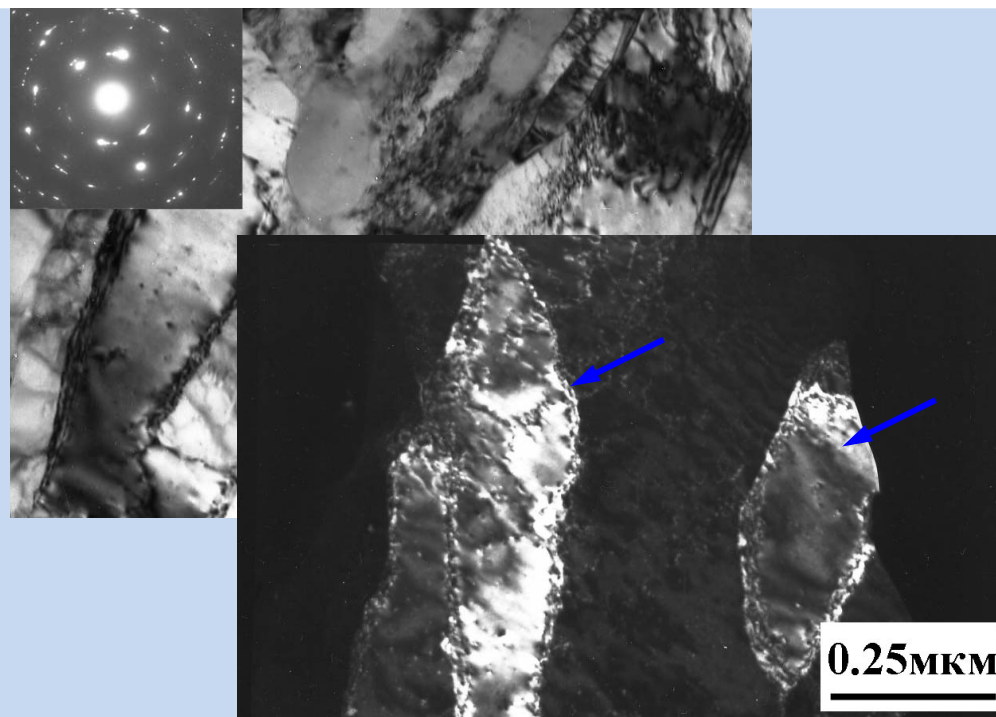
Полосы локализованного сдвига



Волокнисто-полосовая структура

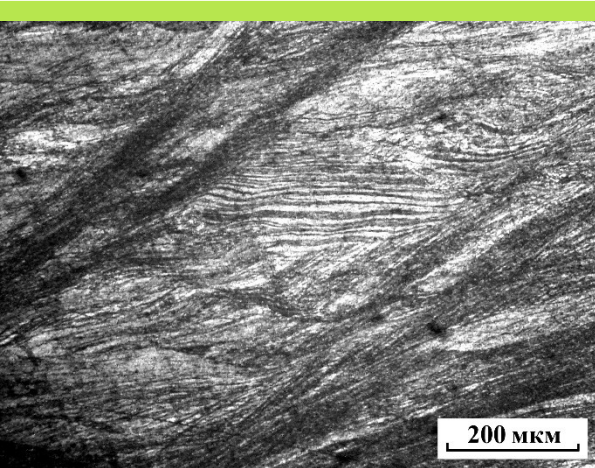


Микродвойники в полосах локализованного сдвига

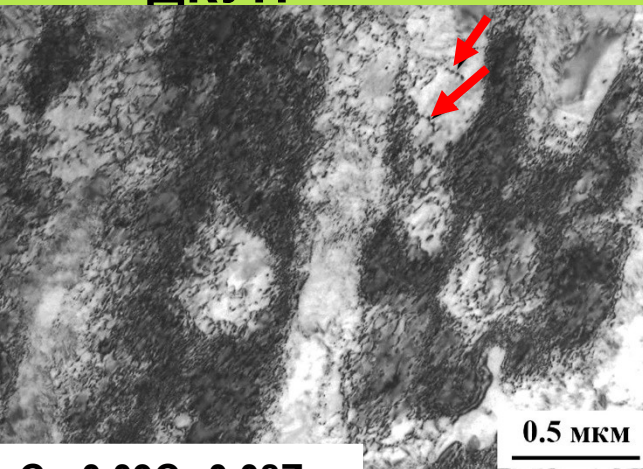
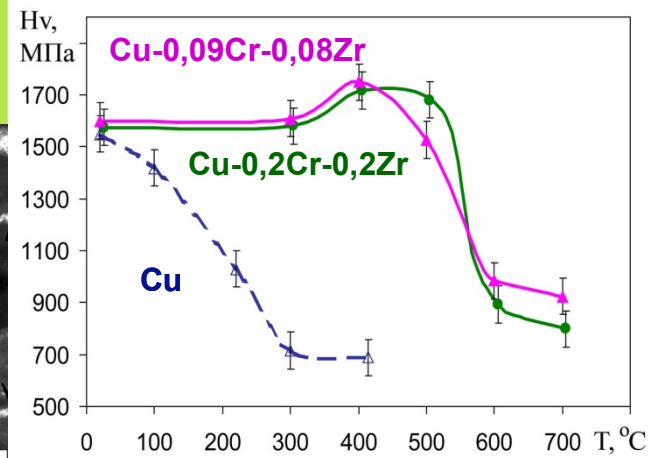
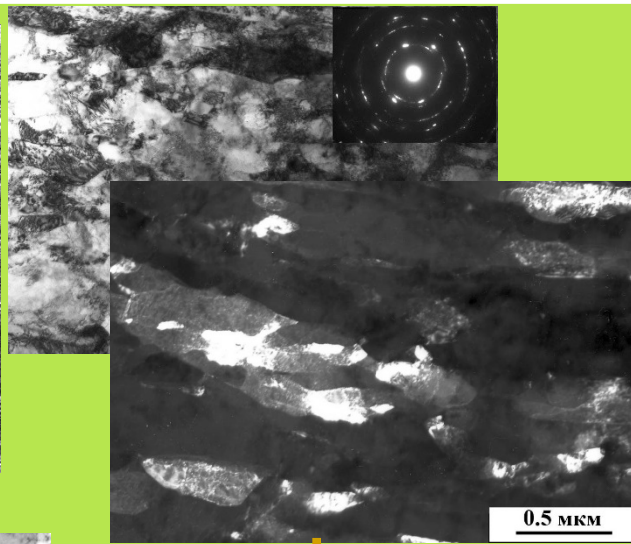


Субзерна внутри волокон

Структура сплавов Cu-Cr-Zr после ДКУП и отжига

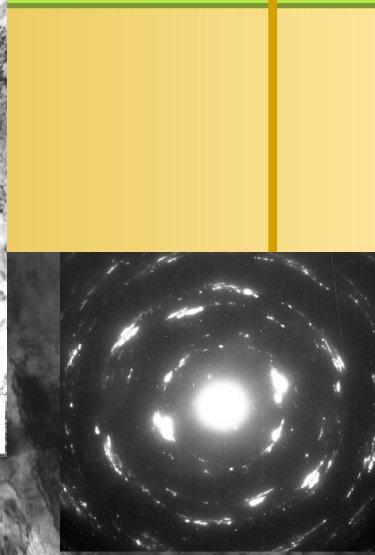


ДКУП

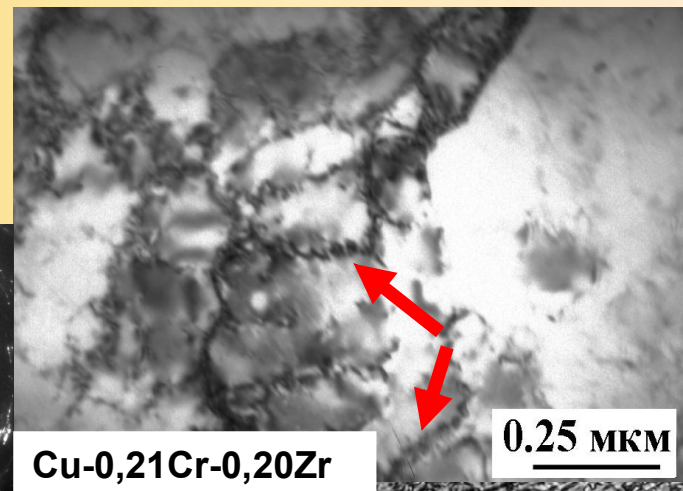


Cu-0,09Cr-0,08Zr

ДКУП + 500°C

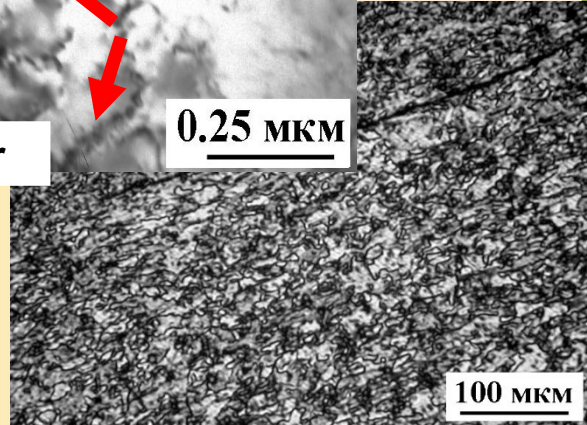


Cu-0,21Cr-0,20Zr



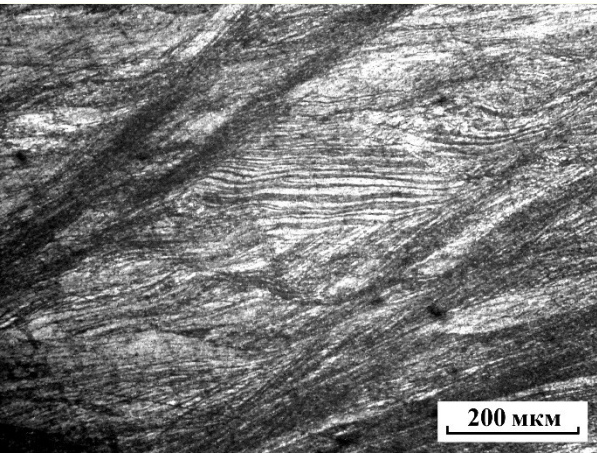
Cu-0,21Cr-0,20Zr

ДКУП + 600°C

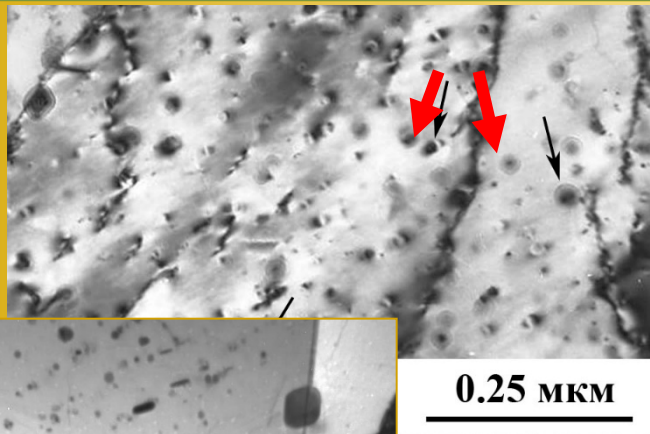
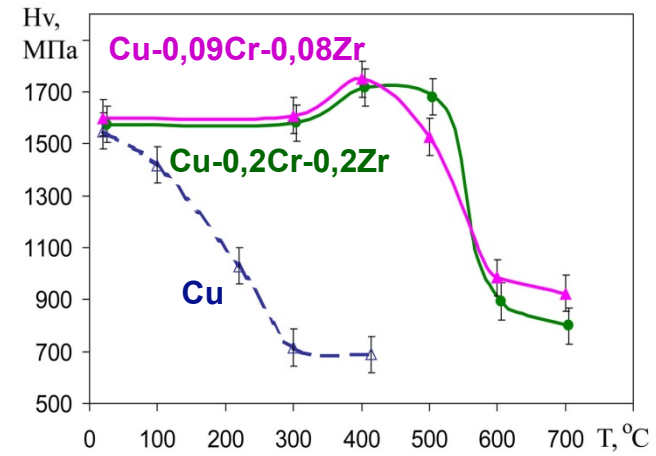
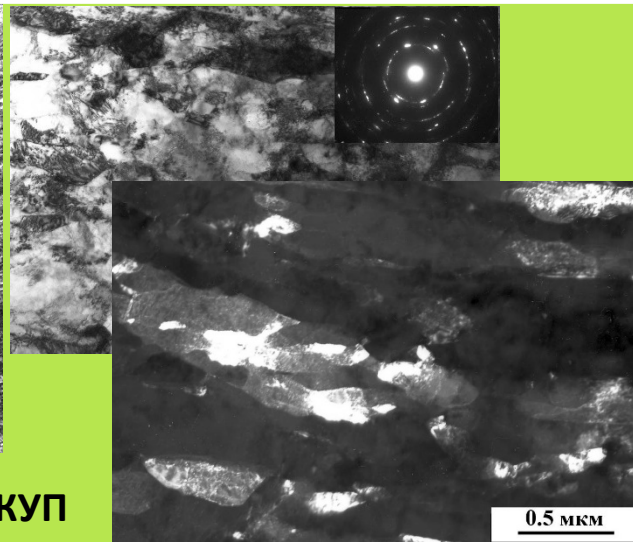


100 мкм

Структура сплавов Cu-Cr-Zr после ДКУП и отжига

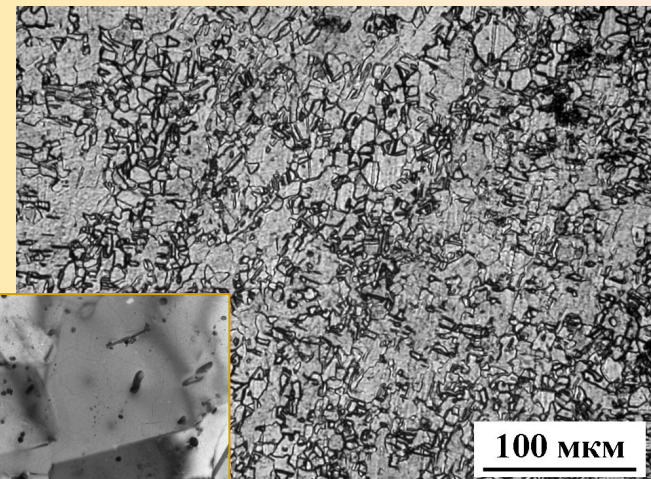


ДКУП



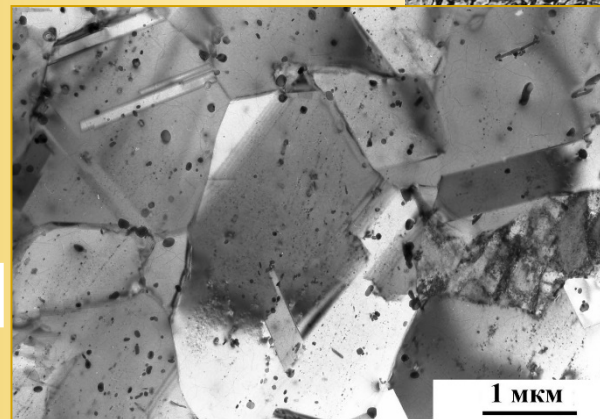
Cu-0.09Cr-0.08Zr

0.5 μm ДКУП + 650°C



Cu-0.21Cr-0.20Zr

ДКУП + 700°C

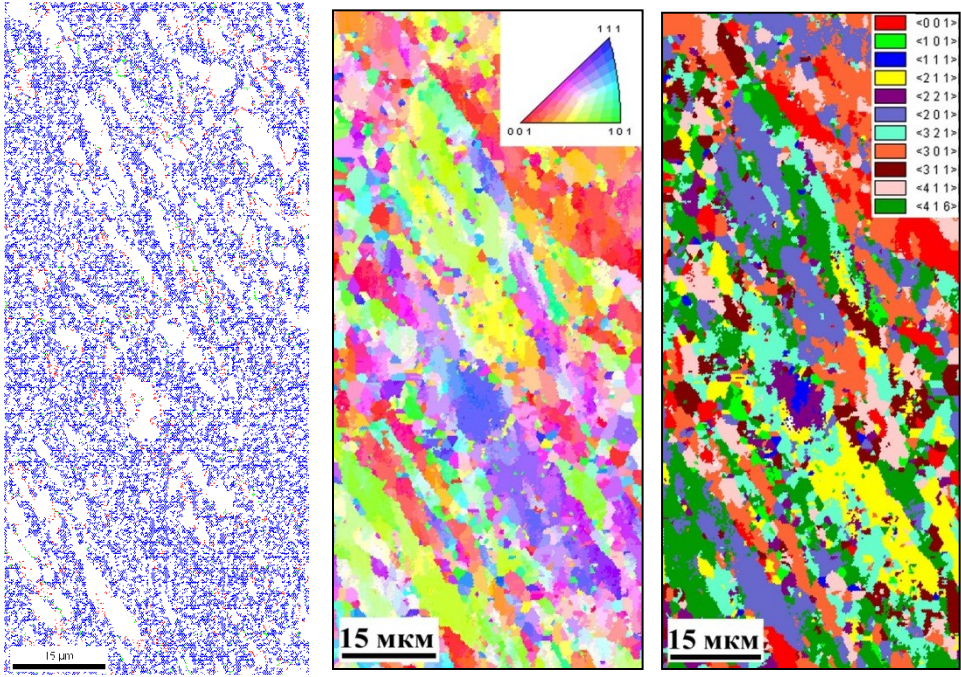


1 μm

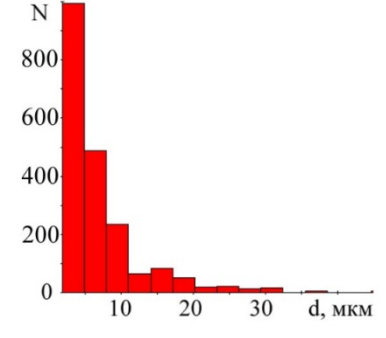
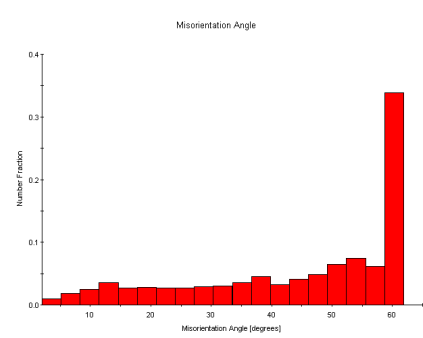
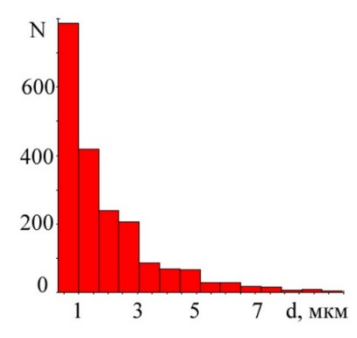
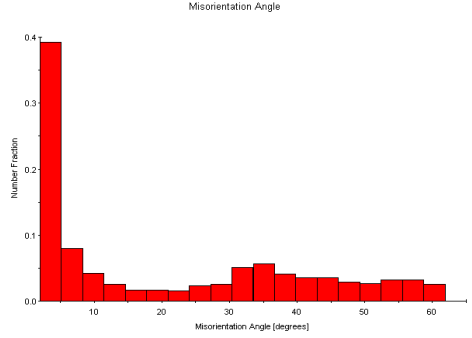
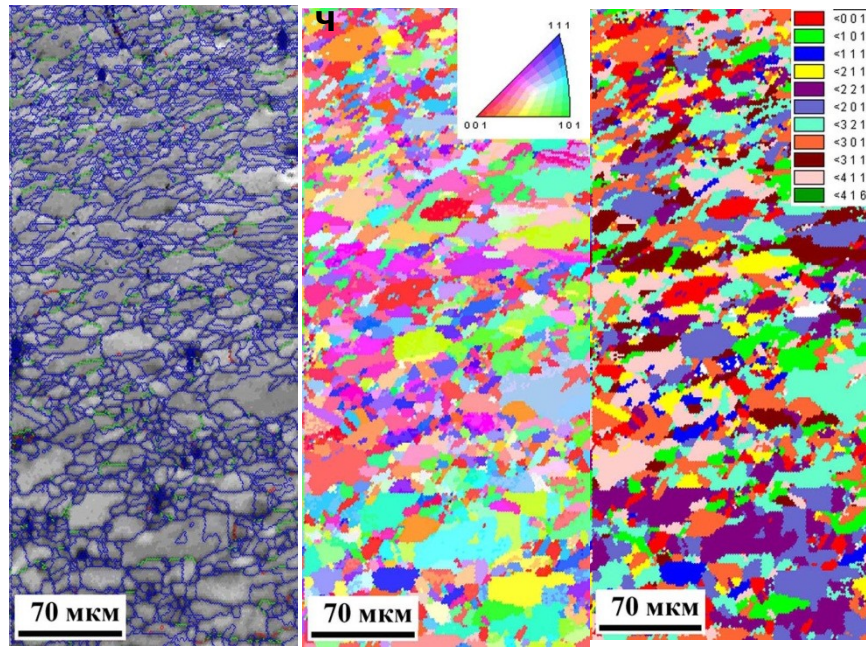
Результаты EBSD анализа эволюции структуры сплава Cu-0,21Cr-0,20Zr после высокоскоростной деформации методом ДКУП и отжига

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

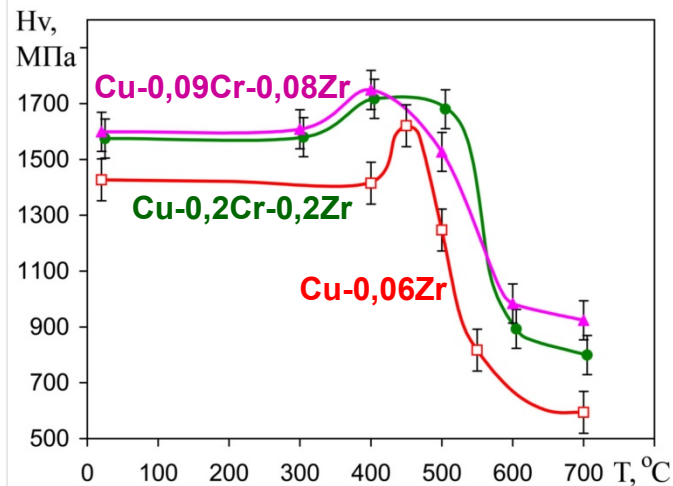
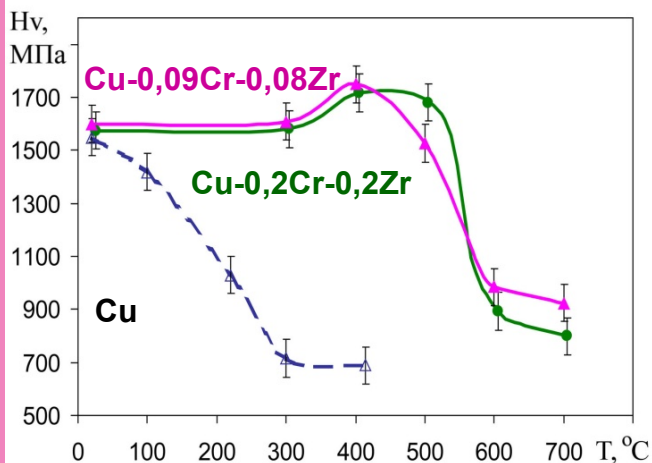
ДКУП, 3 прохода



ДКУП + отжиг 700°C, 1

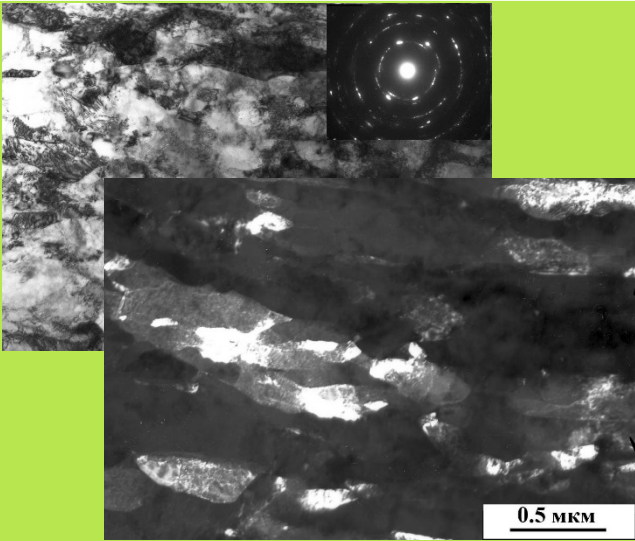
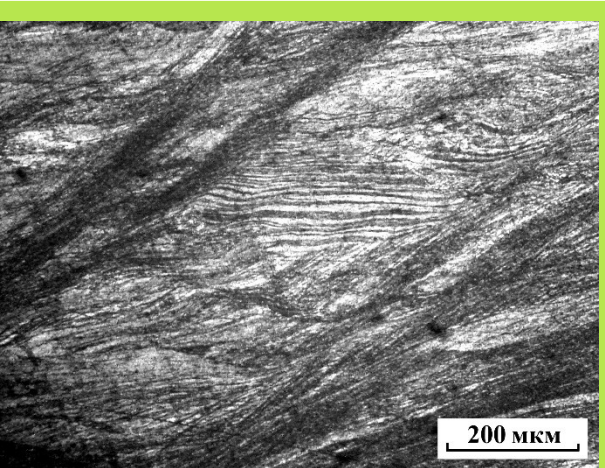


Термическая стабильность сплавов Cu-Cr, Cu-Zr, Cu-Cr-Zr, подвергнутых высокоскоростному деформированию методом ДКУП

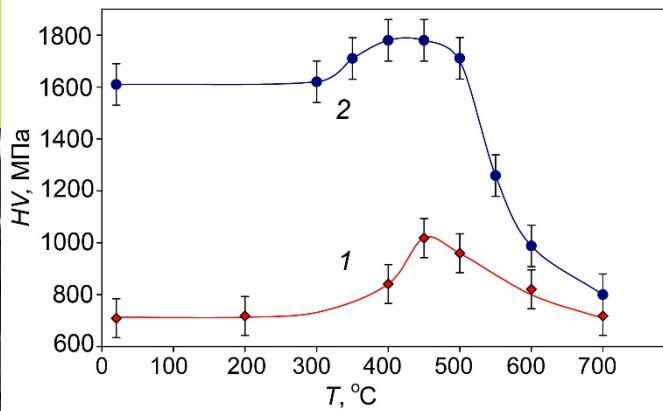


Сплав, содержание легирующих элементов,мас.%	Микротвердость Hv, МПа						max ΔHv, МПа
	закалка	ДКУП	отжиг (старение), °C				
			300	400,1ч	400,4ч	450,1ч	
Cu-0,09Cr-0,08Zr	680	1600	1600	1750	1880	-	1200
Cu-0,14Cr-0,04Zr	700	1600	1600	1780	1880	1780	1180
Cu-0,21Cr-0,20Zr	680	1580	1580	1720	-	1700	1040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

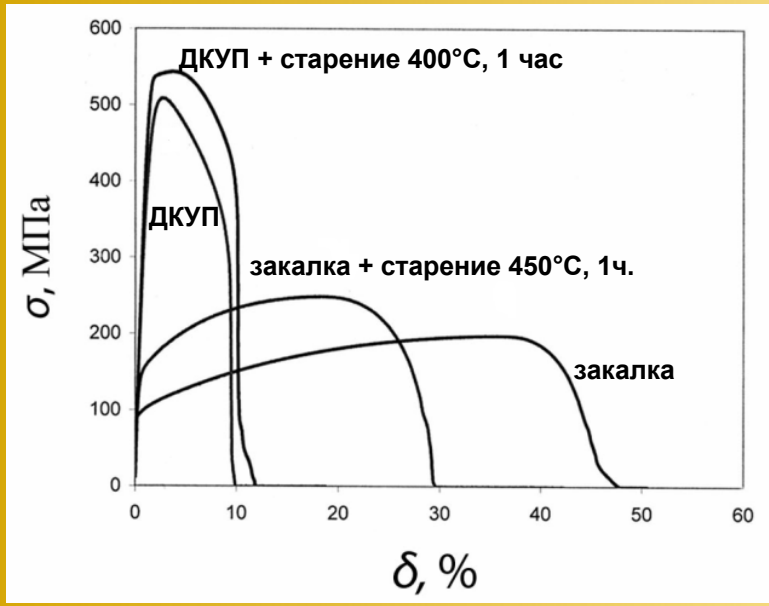


Cu-0,14Cr-0,04Zr



ДКУП

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



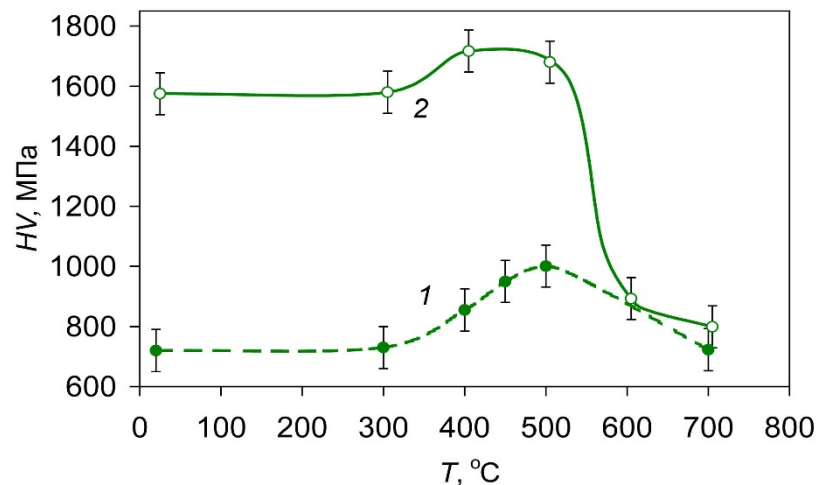
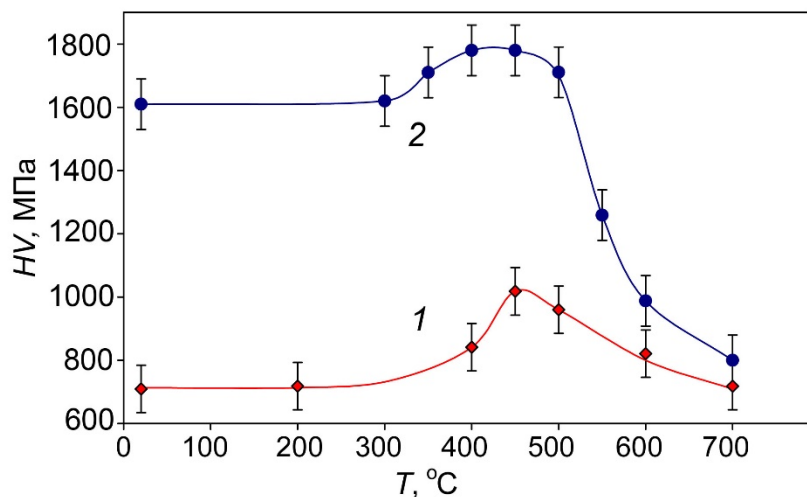
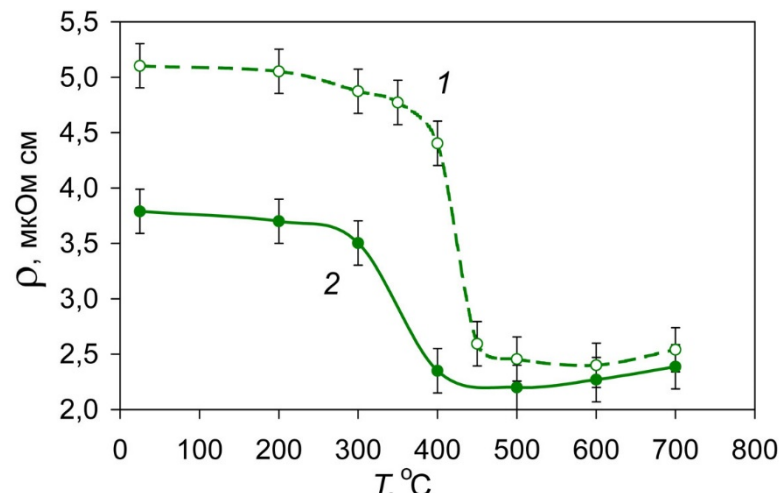
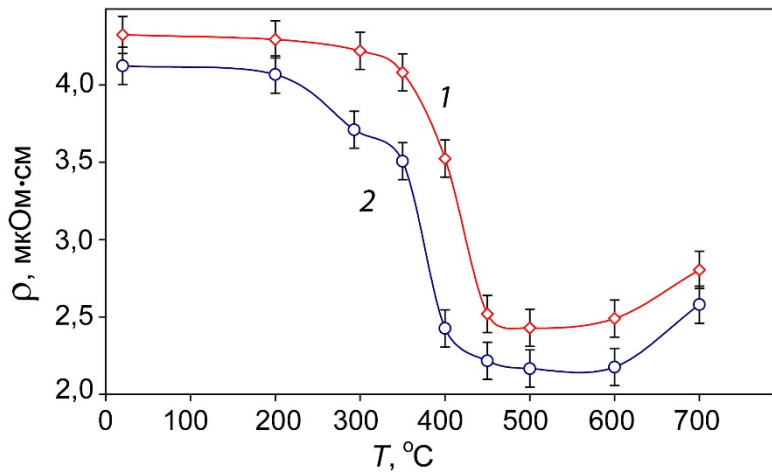
Режимы обработки

Режимы обработки	σ _{0.2} , МПа	σ _B , 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 ρ сплавов до 3,8-4,2 мкОм·см после ДКУП связано с формированием чрезвычайно дефектной структуры и уменьшением размера зерен-субзерен.

Уменьшение значений ρ 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 α -твердого раствора с выделением наноразмерных частиц Cr и Cu₅Zr

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Выявлена связь между факторами, сопровождающими действие сходящихся ударных волн: давлением 40-300 ГПа, деформацией со скоростью 10^6 - 10^7 с⁻¹, 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 α -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 Cu₅Zr 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/см³

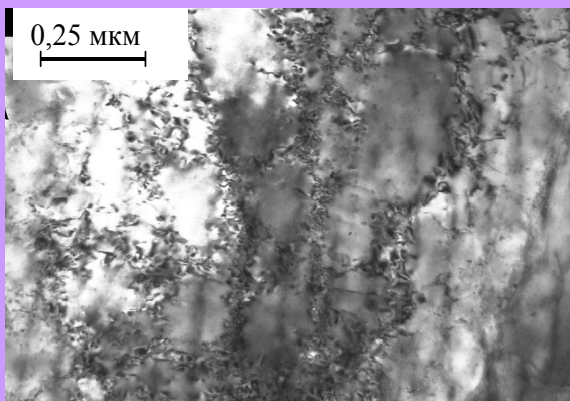
$P \geq 10$ ГПа

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

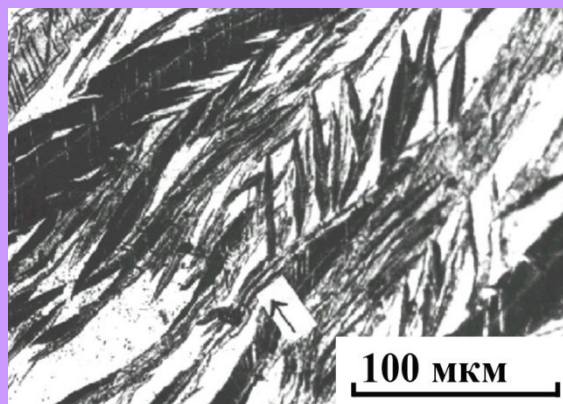
Внедрение порошковых частиц различной природы (металлы, окислы, карбиды и др.) в металлические преграды на расстояния, превышающие размер частиц в 100-1000 раз.

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

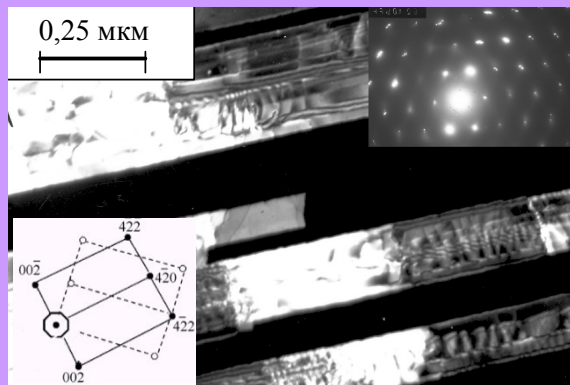
Эффекты равномерной и локализованной деформации



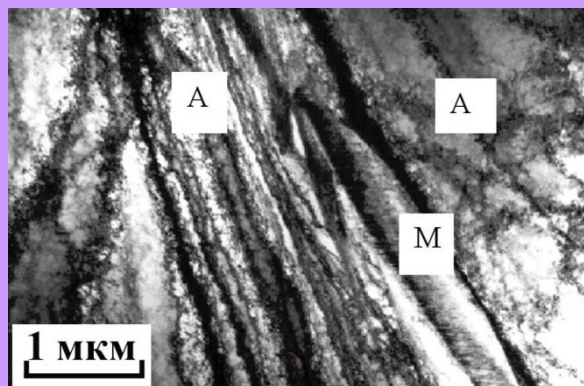
Ячеистая дислокационная структура в меди (99,97%);



Полоса сдвига; сплав Н32



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

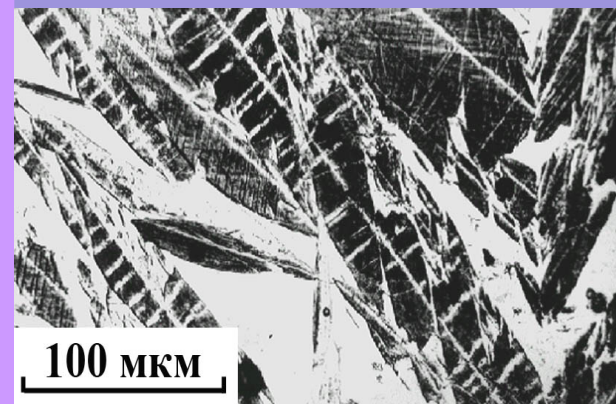
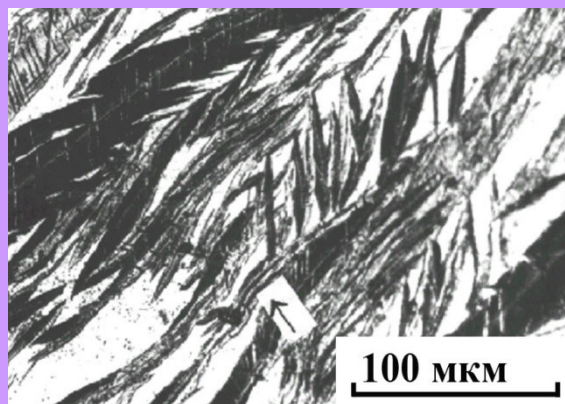
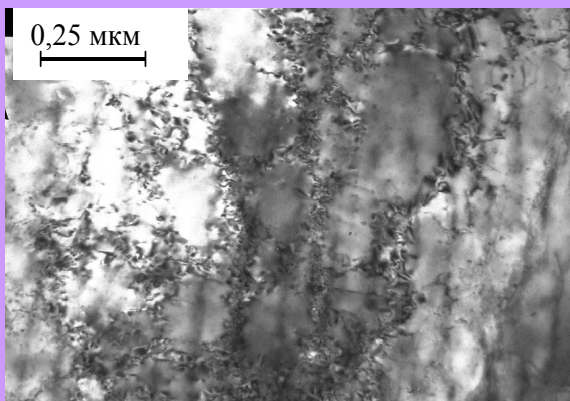


Область локализованного течения;
сплав Н32

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

Эффекты равномерной и локализованной деформации

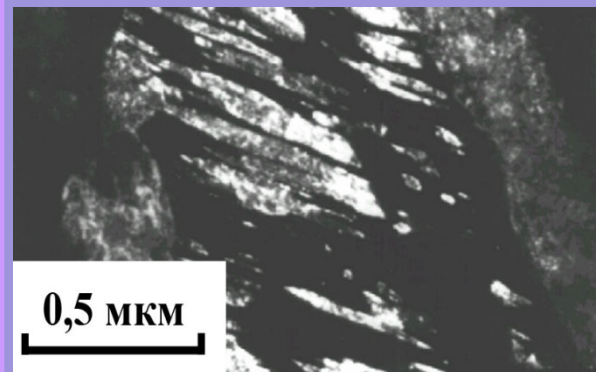
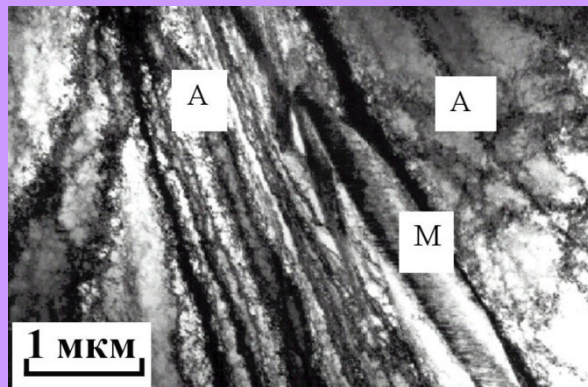
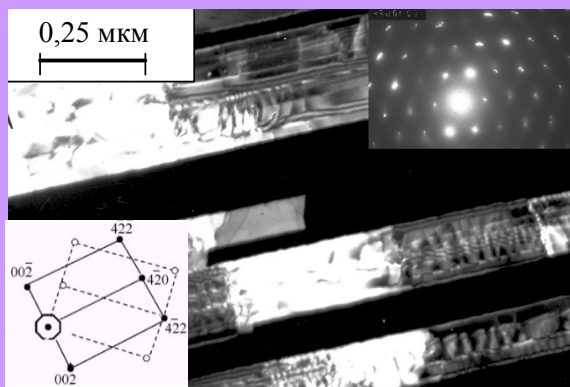
Фазовые превращения



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

Полоса сдвига; сплав Fe-32%Ni

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

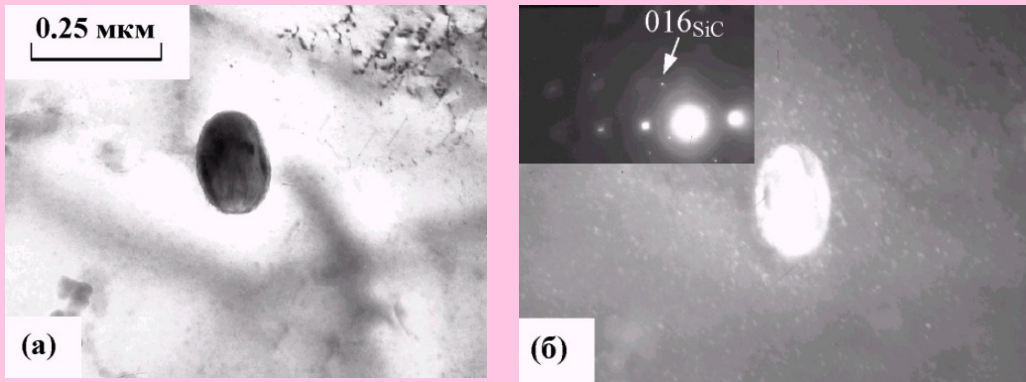


Двойники в меди (99,97%);
т. п. в рефлексе 002гцк

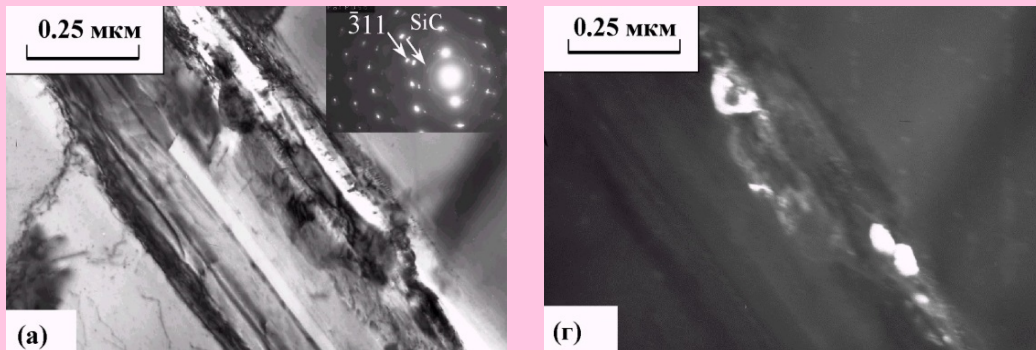
Область локализованного течения;
сплав Fe-32%Ni

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

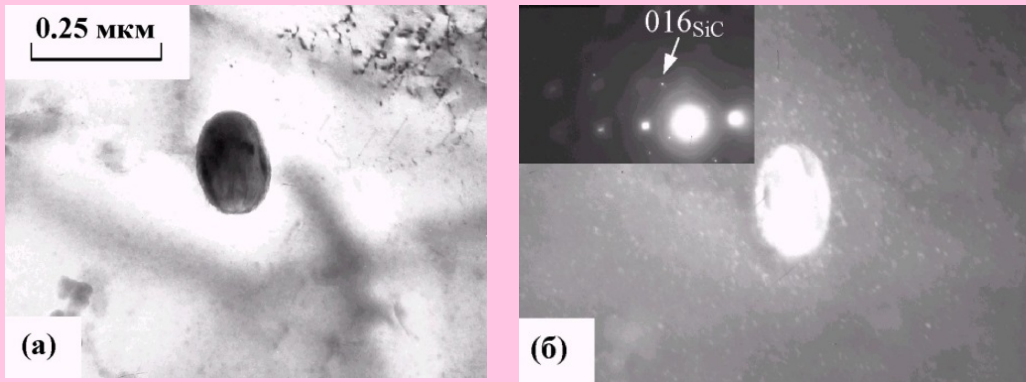


Частица SiC в полностью залеченном канале проникания (расстояние 8-9 мм от поверхности нагружения)
а-светлопольное; б – темнопольное изображение в рефлексе 016_{SiC} .

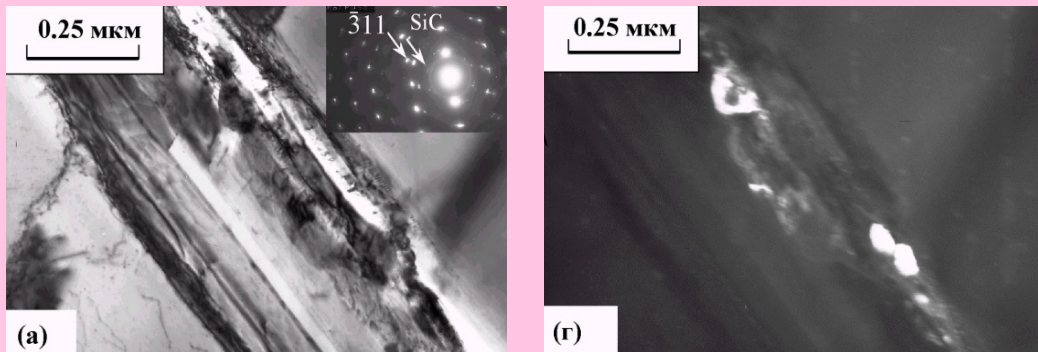


Участок канала сверхглубокого проникания:
а-светлопольное; б – темнопольное изображение наноразмерных частиц в рефлексах 015_{SiC} и 014_{SiC} .

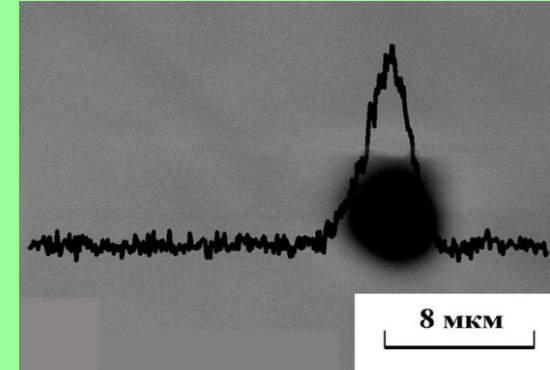
Частицы SiC в образце меди чистотой 99,97%, нагруженной высокоскоростным потоком частиц SiC



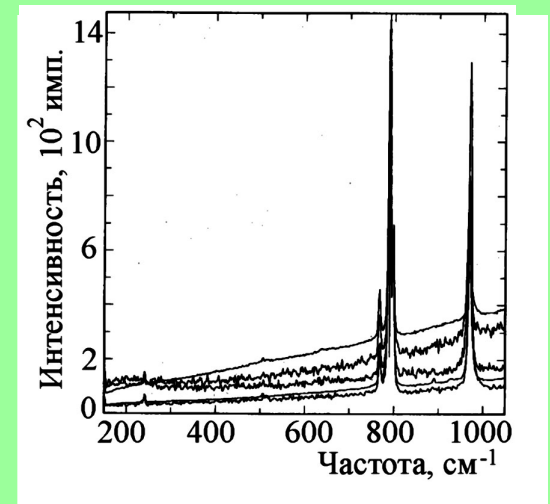
Частица SiC в полностью залеченном канале проникания (расстояние 8-9 мм от поверхности нагружения) а-светлопольное; б – темнопольное изображение в рефлексах 016sic.



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 6H структуру, которую имел исходный порошок.

Таким образом, произведено разделение воздействия высокоскоростного (~ 1 км/с) потока порошковых частиц SiC и Cr (~ 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).