

## АМОРФИЗАЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ОБРАБОТКЕ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМИ ПОТОКАМИ ЧАСТИЦ

Овчинников В.И., Судник Л.В., Казаневская И.Н., Рудницкий К.Ф.

ОХП НИИ ИП с ОП ГНУ ИПМ г.Минск, Беларусь,

e-mail: [OvchinnikovVI@yandex.ru](mailto:OvchinnikovVI@yandex.ru)

*Рассмотрены современные представления о механизме аморфизации материалов, обработанных высокоскоростными потоками микрочастиц. Показано, что в области предельно высоких степеней пластической деформации и внедрения микрочастиц в материал происходит процесс аморфизации структуры, приводящий в конечном итоге к образованию аморфной фазы. Динамическое легирование металлов и сплавов микрочастицами способствует фазовому переходу кристаллического материала в аморфное состояние.*

### **Введение**

Когда изучается механизм образования аморфной структуры металлов и сплавов, обычно рассматриваются условия быстрой закалки из расплавленного состояния. Этот механизм сводится к процессу кристаллизации переохлажденной жидкости. В этом случае жидкое аморфное состояние переходит в твердое аморфное при исключении процесса образования кристалликов быстрым охлаждением жидкости.

Одним из эффективных способов воздействия на свойства кристаллического материала, как показывают многочисленные исследования, является диспергирование структуры, которого можно достичь при больших степенях деформации в результате взрывного динамического нагружения, в том числе в процессе легирования высокоскоростными потоками микрочастиц [1]. При взрывной динамической обработке металлов высокоскоростным потоком микрочастиц в области их проникания происходит переход из кристаллического состояния в аморфное.

**Цель работы:** исследование механизма аморфизации микроструктуры металлов и сплавов при динамической обработке высокоскоростными потоками частиц.

### **Материал и методика эксперимента**

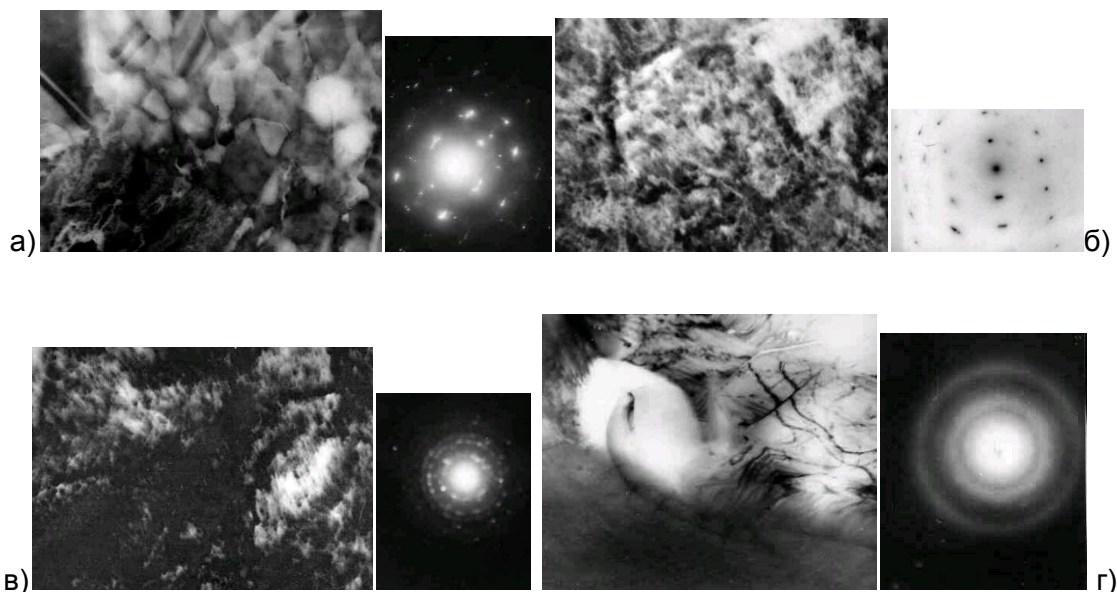
Для проведения исследований были подготовлены образцы из стали 40 и 45 в виде сплошных цилиндров диаметром 16 мм, высотой 60 мм. Образцы подвергали динамическому нагружению по схеме обеспечивающей реализацию эффекта проникания частиц. В качестве материала ударника использовали порошок SiC фракции 63-70 мкм. Фоновое давление составляло порядка 10 ГПа, время воздействия свыше 50-100 мкс. Для разгона частиц использовали кумулятивные ускорители.

Исследование микроструктуры обработанных и необработанных конструкционных материалов проводили методами трансмиссионной электронной микроскопии. Фазовый и структурный анализ проводили с помощью на рентгеновских установках "Дрон-3".

### **Результаты исследований и их обсуждение**

В области больших деформаций, в том числе при взрывном динамическом нагружении потоком высокоскоростных микрочастиц в условиях их проникания процесс формоизменения происходит следующим образом. Наблюдается интенсивное диспергирование структуры. Образующиеся фрагменты и блоки разориентированы на большие углы. Вследствие того, что в этих условиях деформирования большую роль играют процессы поворота элементов структуры друг относительно друга, течение материала приобретает турбулентный характер, который нельзя описать движением одиночных дислокации. Возникающие при пластической деформации в условиях проникания микрочастиц ансамбли дислокаций предполагают коллективную форму движения, что вносит большие искажения кристаллической решетки, значительно более высокие, чем дислокации, и они, по всей вероятности, определяют упрочнение материала в области больших пластических деформаций и изменение его физических свойств. Проведенные электронно-микроскопические исследования при высоких разрешениях конструкционных сталей 10, 45, на примере стали 40 (рисунок 1), подвергнутых взрывному динамическому нагружению высокоскоростным потоком

микрочастиц (60-100 мкм) SiC, обнаружили и подтвердили в подавляющем большинстве случаев изменение микроструктуры в порядке описанном ниже



а) фрагмент микроструктуры в исходном состоянии,  
 б) фрагмент микроструктуры с разориентированными блоками,  
 в) блоки с высокой плотностью дислокаций  $10^{10}$ - $10^{11}$  см<sup>-2</sup>,  
 г) фрагмент микроструктуры в области внедренной микрочастицы SiC,  
 а),б),в)-150000х, г)-100000х

Рисунок 1- Микроструктура стали 40

Наблюдаются определенные закономерности в изменении микроструктуры. Кристаллиты разбиваются на фрагменты и блоки размером до 10 нм и меньше, разориентированные друг относительно друга на углы порядка 30—35 град. На границах этих блоков возникают искажения решетки настолько большие, что состояние материала становится близким к аморфному. В результате этого области дальнего порядка по своим размерам становятся соизмеримы с областями ближнего порядка. Сами блочки упруго искажены и содержат внутри большое количество дефектов решетки. Плотность дислокации может достигать  $10^{10}$ —  $10^{12}$  см<sup>-2</sup>. Объемные свойства блочков при этом существенно изменяются. При размерах блочков порядка 100 атомов дифракционная картина принимает такой вид, что по своим характеристикам соответствует более аморфному состоянию (рис. 1,г), чем кристаллическому [2].

Методом рентгенофазового анализа установлено, что в рассматриваемых условиях обработки плотность дислокаций, генерируемых ударно-волновым нагружением имеет значение, в стали 40  $\rho = 2,1 \cdot 10^{11}$  см<sup>-2</sup>, в стали 10  $\rho = 2,4 \cdot 10^{11}$  см<sup>-2</sup> (таблица 1).

Таблица 1- Результаты рентгеноструктурного анализа образцов из стали 10 и стали 40

Исследуемый материал	Параметр решетки, Å°	Плотность дислокаций, $\times 10^{11}$ см <sup>-2</sup>	Примечание
Сталь 40	2,867395	0,15	исходный образец
Сталь 40	2,866601	2,10	обработанный образец
Сталь 10	2,866111	0,30	исходный образец
Сталь 10	2,865310	2,40	обработанный образец

Все изменения структуры приводят к увеличению свободной энергии кристалла. Когда величина свободной энергии поликристаллического материала  $F_k$  будет равна свободной энергии аморфной структуры  $F_a$

$$F_k = F_a \quad (1)$$

может произойти переход кристаллического состояния материала в аморфное. Таким образом, выражение (1) является термодинамическим условием перехода кристаллической структуры в аморфную и представляет собой величину свободной энергии, при которой происходит этот переход. Однако в общем случае, при известных способах динамического нагружения увеличение свободной энергии происходит не только за счет увеличения объемной, но также поверхностной энергий границ между разориентированными друг относительно друга элементами структуры и накопления дефектов в виде вакансий, атомов внедрения, дислокации и дисклинаций. Когда энергия системы достигнет величины свободной энергии аморфного состояния, то есть при выполнении условий (1), создается возможность фазового перехода кристалл—аморфная структура. В нашем случае критическая величина  $F_k$  достигается в отдельных локальных участках материала, областях внедрения микрочастиц, где в данный момент достигнута необходимая для этого дисперсность структуры и плотность дефектов.

Изменение свободной энергии системы, рассчитанное по методике [3] в зависимости от числа дислокаций и скорости их перемещения, составляет: для образцов из стали 40  $E = 2,4 \cdot 10^5$  Дж/м<sup>3</sup>, для образцов из стали 10  $E = 2,8 \cdot 10^5$  Дж/м<sup>3</sup>.

Исследование микроструктуры показывает, что при достигнутом значении плотности дислокаций теряется сдвиговая устойчивость в локальных зонах образца, в нашем случае в областях внедрения микрочастиц. На этом уровне при ударно-волновой деформации образцов сталей 10 и 40 зарегистрировано возникновение новых типов дефектов: микрополос и микродвойников. Можно предположить, что эти типы дефектов зарождаются на концентраторах напряжений мезоуровня и распространяются на большие расстояния через структурные элементы независимо от их кристаллографической ориентации. Это дает возможность перемещения в деформируемом твердом теле объемных элементов типа: субзерен, зерен, их конгломератов. Формирование такой дислокационной структуры обеспечивает переход на уровень макродеформации.

При движении частиц в металлической матрице каналы и близлежащие каналные зоны представляют наиболее деформированные области. В зонах матрицы, непосредственно прилегающих к каналу не содержатся дефекты деформации типа дислокаций, микродвойников, дефектов упаковки. Электронограммы свидетельствуют о нахождении локальных областей металла в зоне каналов в аморфном состоянии. Это объясняется оплавлением металла от тепла, выделяемого при трении от движения частицы резким его охлаждением и высокой степенью развития пластической деформации. Пластическая деформация вблизи частиц и траекторий их движения реализуется в виде волн релаксации, имеющих сдвиговую и ротационные компоненты и протекающие с высокой скоростью. Вокруг частиц возникают паукообразные экстинкционные контуры волнового типа. Вдали от канала образуется структура, которая характеризуется меньшей степенью деформации. Зафиксированы дислокации, расположенные хаотически. Но по направлению к каналам и частицам выявляется сильно фрагментированная ячеистая и дислокационная структура, прилегающая к аморфной зоне.

### **Заключение**

В результате проведенных исследований установлено, что при импульсном динамическом нагружении и проникания микрочастиц, в области предельно высоких степеней деформации происходит процесс аморфизации структуры материала, приводящей в конечном итоге к образованию аморфной фазы. Аморфизация структуры связана с процессом интенсивного диспергирования и накопления дефектов решетки вследствие развития ротационных мод формоизменения. Приведенные экспериментальные данные относятся к частным случаям фазового перехода кристалл—аморфная структура как результат достижения критической величины свободной энергии вследствие либо увеличения параметра решетки до критических размеров, либо критической плотности дефектов. Экспериментальные данные позволяют отнести его к классу фазовых переходов порядок — беспорядок, проходящего внезапно, без образования зародышей, аналогично плавлению. Кроме того, аморфизация микрообластей и легирование зон элементами проникающих частиц создают упрочняющее действие и способствуют получению конструкционных материалов с новым уровнем свойств.

### **Список использованных источников**

1. Андилевко С.К., Роман О.В., Ушеренко С.М., Романов Г.С. Сверхглубокое проникание частиц порошка в металлическую преграду в условиях переменного по ее толщине поля давлений/ Порошковая металлургия// Мн.: Высшая школа-1987, Вып.11, с.6-11.
2. Высокие плотности энергии /Сб. научн. трудов. Под ред. В.Н. Мохова, Р.Ф.Трунина, В.М.Горбачева, Л.А. Илькаева.// Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ, 1997, с.572 (с.421-432).
3. Бокштейн Б.С., Копецкий Ч.В., Швиндлерман Л.С. Термодинамика и кинетика границ зерен в металлах. / М.: Металлургия, 1986. – 224с.