

ЗАВИСИМОСТЬ СТРУКТУРЫ МЕДИ ОТ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЗРЫВНОМ НАГРУЖЕНИИ

Н. В. Губарева, Т. М. Соболенко, Т. С. Тесленко

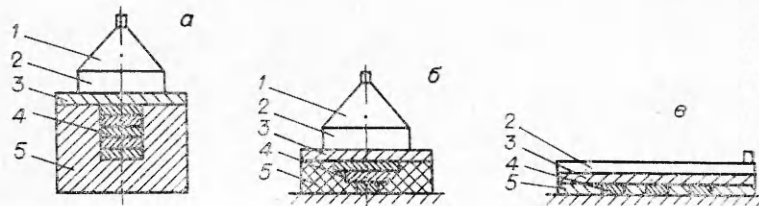
Наличие примесей и формирующаяся в процессе деформации дислокационная структура оказывают существенное влияние на процессы упрочнения и разупрочнения металлов. Поскольку высокая плотность дислокаций затрудняет как электронно-микроскопические, так и рентгенографические исследования, то структура металлов после статической деформации выше 20% изучена недостаточно. Еще меньше исследованы особенности дислокационной структуры, формирующейся в процессе взрывного нагружения. Существуют противоречивые экспериментальные данные о ходе процесса разупрочнения нагруженных взрывом материалов, в частности, о температуре начала рекристаллизации [1—3].

Цель настоящей работы — изучить особенности структуры меди и сплавов на ее основе после взрывного нагружения по различным схемам по сравнению со структурой статически деформированных образцов.

Исследовалась чистая медь марки ОСЧ, а также сплавы $\text{Cu} + 0,013 \text{ Вe}$ и $\text{Cu} - 0,024 \text{ Al}$, имеющие более низкую энергию дефекта упаковки, чем чистая медь. Сплавы готовились в вакууме (10^{-4} мм рт. ст.) в графитовых тиглях. Слитки ковались и отжигались перед последующей деформацией при температуре 450°C в течение часа. Статическая деформация проводилась методом холодной прокатки.

Взрывное нагружение осуществлялось по схемам, приведенным на рисунке. Для нагружения плоской ударной волной (см. рисунок, а) образцы помещались в стальную обойму, исключающую возможность заметного пластического течения. Осадка образцов в этом случае не превышала 5—7%. Плоская ударная волна инициировалась контактным зарядом литого ТГ 50/50 с генератором плоской волны. Давление на фронте ударной волны в образцах составляло ~ 280 кбар. Нагружение по схеме б проводилось при той же конфигурации заряда, но образцы не имели поддержки с боков и, следовательно, была возможность свободного пластического течения. Осадка образцов в этом случае достигала $\sim 50\%$. При нагружении по схеме в образцы помещались в обойму, но ударная волна в них создавалась бегущей вдоль поверхности детонационной волной. Давление на фронте ударной волны в этом случае составляло ~ 230 — 250 кбар.

Степень упрочнения определялась по изменению микротвердости. Температура начала рекристаллизации определялась по появлению первых точек-уклонов на фоне сплошных колец дебаеграмм после отжига идентичных образцов. Отжиг проводился в вакууме 1 ч с интервалом 10° . Характеристики тонкой структуры анализировались на дифрак-



Схемы взрывного нагружения.

1 — генератор плоской волны; 2 — заряд ВВ; 3 — крышка; 4 — образец; 5 — обойма
(а, в — стальная, б — воск).

Таблица 1

Сплав	Статическая деформация			Взрывное нагружение без формоизменения	
	степень проката, %	H_v , кг/мм ²	T_p , °C	H_v , кг/мм ²	T_p , °C
Cu	71	103	260	102	270
	67	101	260	(103)	(280)
	50	93	290		
Cu—Be	71	114	330	114	390
	67	111	340	(111)	(380)
	50	106	350		
Cu—Al	71	113	300	112	350
	67	111	330	(108)	(350)
	50	101	330		

Примечание. Величины в скобках соответствуют нагружению бегущей волной.

тометре ДРОН-1 в Fe K — α -излучении. Фиксировались линии (111) и (311) при скорости поворота счетчика 1/8 и 1/4 град/мин. Величина блоков D и микронапряжений $\Delta a/a$ определялась по методу аппроксимации [4]. Рентгеновское определение угловых характеристик внутризерновой структуры проводилось на приборе МАРС-1 методом микропучка [5]. Использовалась острофокусная трубка с размером фокуса 50 мкм в сочетании с платиновой диафрагмой (диаметром 25 мкм) от электронного микроскопа.

Для статических условий деформации полученные результаты согласуются с известными из литературы данными [6, 7]. Упрочнение растет с ростом степени деформации (табл. 1). Сплавы упрочняются сильнее чистой меди при всех степенях деформации. Большим степеням деформации соответствует более низкая температура начала рекристаллизации T_p . Сплавы начинают раскристаллизовываться позднее чистой меди. Температура начала рекристаллизации сплава Cu—Be выше, чем сплава Cu—Al, что объясняется в работе [6] большей подвижностью атомов Be. По данным, приведенным в табл. 1, видно, что добавки Al и Be влияют примерно одинаково на упрочнение после взрывного и статического нагружения.

Микроструктурные исследования показали, что в отличие от статической деформации, взрывное нагружение сопровождается механическим двойникованием, причем в сплавах двойникование развивается сильнее, чем в чистой меди. Измерения температуры начала рекристаллизации, проведенные на образцах примерно одинаковой микротвердости (табл. 2), показали, что материалы, нагруженные взрывом по схемам a и b (см. рисунок), начинают рекристаллизоваться при более высокой, а нагруженные без поддержки с боков — при более низкой температуре, чем деформированные статически. Поскольку сравниваемые материалы идентичны по величине зерна и содержанию примесей,

Таблица 2

Обработка	$\beta_1 \cdot 10^3$, рад	$\beta_2 \cdot 10^3$, рад	β_1/β_2	$D \cdot 10^3$, см	$\Delta a/a \cdot 10^3$	H_v , кг/мм ²	T_p , °C	δ
Прокат	5,58	17,64	0,310	1,13	1,82	114	330	5°
Взрыв с растеканием	6,71	19,39	0,347	0,58	1,63	116	210	9°10'
Взрыв без растекания	4,64	17,82	0,260	—	2,30	114	390	1°30'

Таблица 3

Обработка	$\beta_1 \cdot 10^3$, рад	$\beta_2 \cdot 10^3$, рад	β_1/β_2	$D \cdot 10^5$, см	$\Delta a/a \cdot 10^3$	H_v , кг/мм ²
Прокат до штамповки	4,62	16,29	0,282	3,74	1,961	105
Прокат+штамповка	5,35	18,76	0,284	3,25	2,261	113
Взрыв (250 кбар) до штамповки	4,30	15,88	0,268	—	2,05	103
Взрыв (250 кбар) +штамповка	5,08	17,74	0,285	3,44	2,14	111

то можно предположить, что за задержку или более раннее начало рекристаллизации ответственно различие дислокационных структур, получающиеся в результате изменений условий нагружения. По-видимому, задержка начала рекристаллизации образцов, нагруженных как косой, так и плоской волной без существенной пластической деформации, может служить свидетельством подобия формирующихся в этих условиях дефектных структур. Вероятно, изменение ориентации ударной волны по отношению к поверхности поликристаллического образца не вносит качественного различия в создаваемую нагружением дислокационную структуру, а характер получающейся дефектной структуры зависит главным образом от того, сопровождалось ли нагружение пластическим течением или оно было предотвращено боковой поддержкой образцов.

При взрывном нагружении, сопровождающемся растеканием, может быть получен материал в самом различном состоянии: от полностью отожженного до упрочненного в 2,5 раза в зависимости от степени пластической деформации и от количества выделяющегося при этом тепла. По-видимому, при такой схеме нагружения главную роль в процессе создания микроструктуры играет не само давление, а деформация, которую оно вызывает. Рентгеновское определение характеристик тонкой структуры, проведенное на образцах одинаковой твердости, показало существенное различие структур материалов, нагруженных взрывом без формоизменения и с макропластическим течением (см. табл. 2).

Полученные результаты показали, что для образцов, нагружавшихся в обойме, отношение физического уширения дифракционных линий в малых и больших углах равно отношению тангенсов углов дифракций. Этот факт, согласно [4], говорит о том, что в образцах после прохождения ударной волны распределение дефектов равномерное (близкое к хаотическому) и отсутствует четко выраженная блочная структура. Для образцов, нагруженных взрывом с растеканием, а также для статически деформированных, отношение уширений рентгеновских линий в малых и больших углах всегда больше отношения тангенсов углов дифракции, но меньше отношения их секансов. Следовательно, в этом случае часть уширения линий обусловлена дисперсностью структуры. Степень измельчения областей когерентного рассеяния различна в разных опытах и зависит от интенсивности течения, согласуясь при этом с твердостью.

Была сделана попытка разделить влияние двух составляющих процесса деформации взрывом, а именно отделить действие самой ударной волны. Для этого образцы, нагруженные ударной волной с давлением ~ 250 кбар без растекания, подвергались процессу штамповки через передающую среду — воду. Ударная волна в воде инициировалась капсулом, находящимся на расстоянии 5 см. Давление в ударной волне в воде не превышало 2—5 кбар, т. е. можно пренебречь влиянием этой ударной волны на структуру предварительно сильно упроч-

ненных образцов и считать, что изменение структуры при штамповке обусловлено только пластическим течением. Анализ уширения рентгеновских линий показал, что отношение уширений линий в малых и больших углах β_1/β_2 для образцов, нагруженных взрывом, до штамповки равно отношению тангенсов углов дифракции, после штамповки увеличилось, т. е. появился дополнительный вклад в уширение, обусловленный блочностью (табл. 3). Если же образцы до штамповки прокатаны для получения твердости примерно равной твердости взорванных, то после штамповки β_1/β_2 не изменилось, хотя сама величина уширения возросла. Следовательно, можно считать, что взрывная обработка без течения не дает эффектов блочности, повышая только уровень микронапряжений, а любое пластическое течение наряду с увеличением микронапряжений измельчает блочную структуру.

Дополнительную информацию о характере дефектной структуры дает определение угловых характеристик внутризерновой структуры. В результате наклепа в кристалле увеличивается разориентировка субструктуры, т. е. в различных участках кристаллита нормали к элементам данной плоскости получают значительные отклонения от исходного направления. Угол максимальной разориентировки, по-видимому, может служить мерой избытка дислокаций одного знака в отражающем кристалле. Угол разориентировки непосредственно связан с угловым интервалом, в котором наблюдается отражение, а следовательно, и с формой пятна на рентгенограмме.

Более правильное представление о максимальном угле разориентировки дает азимутальное размытие рефлексов. Поэтому в данной работе использован узкий рентгеновский пучок с малым углом сходимости, позволяющий получать на рентгенограммах деформированных материалов кольца, состоящие из отдельных пятен. Углы разориентировки определялись по формуле

$$\sin(\delta/2) = \cos\theta \cdot \sin(\varphi/2),$$

где φ — угол азимутального размытия рефлекса; θ — угол дифракции; δ — угол разориентировки. На рентгенограммах, полученных при обратной съемке образцов, нагруженных взрывом по схеме с пластическим течением и без течения, а также прокатанных, азимутальное размытие пятен различно. В табл. 2 приведены углы разориентировки, определенные как средние значения для нескольких зерен. Минимальный угол разориентировки получен на образцах, нагруженных ударной волной без формоизменения. Самый большой угол разориентировки наблюдался у материалов, нагруженных взрывом с пластическим течением. Для прокатанных образцов величина угла разориентировки имеет промежуточное значение. В таком же порядке убывают и температуры начала рекристаллизации этих образцов. Известно, что для начала рекристаллизации необходимо присутствие блоков с большеугловыми границами, которые могут быть зародышами новых зерен [7]. Следовательно, температура начала рекристаллизации чувствительна к избытку дислокаций одного знака.

Проведенные исследования показывают, что в образцах, нагруженных взрывом с пластическим течением, присутствует избыток дислокаций одного знака, о котором говорит большой угол разориентировки. Анализ рентгеновских характеристик свидетельствует о существенном вкладе эффектов блочности. Учитывая также низкую температуру начала рекристаллизации, можно сделать вывод о том, что пластическое течение, сопровождающее ударное нагружение, создает в металле полигональную структуру с большеугловыми границами. Структура статически деформированных образцов качественно подобна структуре металлов, нагруженных взрывом с растеканием. Нагружение ударной волной без пластического течения создает качественно иную структуру

ру, характеризующихся высокой однородностью распределения дефектов. Это подтверждается высокой температурой начала рекристаллизации, малым углом разориентировки, а также тем, что отношение уширений линий в малых и больших углах равно отношению тангенсов углов дифракции и, следовательно, отсутствует эффект блочности.

Таким образом, особенностью структуры, создаваемой нагружением ударными волнами по схеме без формоизменения, является равномерное распределение дефектов без избытка дислокаций одного знака и отсутствие ярко выраженной полигональной структуры, в то время как пластическое течение формирует блочную структуру с большеугловыми границами.

Институт гидродинамики
СО АН СССР, Новосибирск

Поступила в редакцию
13/X 1976

ЛИТЕРАТУРА

1. Murr, Vudyanath. Scripta Metallurgica, 1970, 4, 3.
2. В. Н. Сикоров, С. В. Першин. ФГВ, 1974, 10, 3.
3. Р. Р. Хаджиев, Г. Н. Эпштейн и др. Изв. вузов. Цветная металлургия, 1974, 2.
4. С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М., «Металлургия», 1970.
5. Рентгенография в физическом металловедении. Под ред. Ю. А. Багаряцкого М., Металлургиздат, 1961.
6. В. Т. Бублик, С. С. Горелик. Физика металлов и металловедение. 1964, 18, 1, 3.
7. С. С. Горелик. Рекристаллизация металлов и сплавов. М., «Металлургия», 1967.

ПОПРАВКА

В номерах 2 и 3 журнала ФГВ за 1977 г. замечены следующие опечатки.

Стр.	Строка	Напечатано	Следует читать
233	Уравнение (1)	$k_{\delta} k_{\tau} k_s \text{sign } \dot{u}$	$k_{\delta} k_{\tau} k_s p \text{sign } \dot{u}$
	(5)	$\sum_{j=2}^n c_j \epsilon_j \mu^{-1}$	$\sum_{j=2}^n c_j \epsilon_j \mu_j^{-1}$
	8 снизу	l_* -сдвиг	t_* -сдвиг
234	6 сверху	$\dot{u}_{k-1/2} \neq 0$	$\dot{u}_{k-1/2} = 0$
	12 сверху	$= \text{sign } \nabla f_k$	$= -\text{sign } \nabla f_k$
333	10 сверху	$\nu = (T_{\text{пл}} - T_0^*) \dots$	$\vartheta = (T_{\text{пл}} - T_0^*) \dots$
371	9 снизу	$\Delta_{10, J-1} = \dots$	$\Delta_{10, -1} = \dots$
459	18 снизу	$0 \leq \xi \leq L$	$0 \leq \xi \leq L$
482	17 сверху	$N_e / (N_e + N_a)$	$N_e / (N_e + N_a)$