

Список литературы: 1. *Милованов А.Ф.* Огнестойкость железобетонных конструкций. – М.: Стройиздат, 1986. – 224 с. 2. *Фомін С.Л., Григор'ян Б.Б.* Розрахунок вогнестійкості будівельних конструкцій за реальним режимом пожежі // Бюлетень пожежної безпеки. – № 2. – 2002. – С. 9-10. 3. *Подстригач Я.С., Коляно Ю.М.* Неустановившиеся температурные поля и напряжения в тонких пластинках. – К.: Наук. думка, 1972. – 302 с. 4. *Вольмир А.С.* Устойчивость деформируемых систем. – М.: Наука, 1967. – 984 с.

Поступила в редколлегию 25.07.2005.

УДК 538.04

Л.В.АВТОНОМОВА, канд.техн.наук;
А.В.СТЕПУК, канд.физ.-мат.наук; НТУ «ХПИ»

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ В СИЛЬНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

У роботі досліджені механізми деформування при впливі імпульсних магнітних полів. Показано, що: процес деформування металів неоднорідний через термічні ефекти скін-шару, що розігрівається; границя текучості росте від поверхні всередину металу, де досягає значень динамічної границі текучості; нульовий тиск магнітного полючи на поверхні металу не охороняє його від структурних змін при деформуванні.

Deformation mechanisms in pulse high magnetic fields are considered in the researching. The basic conclusions are as follows: non-uniformity of metals' deformation resulted on thermal effects of skin heating; raising of plasticity limit from surface to the sample depth up to its dynamic value; zero magnetic field pressure on surface does not prevent the metal structural modifications.

Основными механизмами пластической деформации при воздействии ИСМП являются скольжение и двойникование, причем каждый из них проявляется в зависимости от свойств деформируемых материалов, в различной форме и соответственно влияет на формируемые структурные свойства.

1. Анализ скольжения в металлах заключался в определении индексов кристаллографических плоскостей, по которым идет скольжение, числа таких плоскостей, а также взаимодействия дислокаций, действующих в разных системах. Как известно [1], условием действия какой-либо системы скольжения является достижение скальвующего напряжения по плоскости – критического, которое равно $t_{кр} = s \cdot \cos v \cdot \cos l$, где s – нормальное действующее напряжение; v – угол между направлением приложенного напряжения и нормалью к плоскости скольжения; l – угол между направлением приложенного напряжения и нормалью к плоскости скольжения. То есть действие тех или иных систем скольжения будет определяется фактором Шмидта – произведением $\cos v \cdot \cos l$.

Особенности скольжения изучались на монокристалле меди, выращенном в направлении [110] при деформации в ИСМП амплитудой 160 кЭ и дли-

тельностью 100 мкс. Монокристалл в виде конуса помещался в матрицу с таким же отверстием, жестко соединенную с плоским спиральным индуктором. Через индуктор от батареи конденсаторов пропускался ток амплитудой 80 кА и частотой 15 кГц. В результате обработки кристалл деформировался так, что плоское основание приняло вогнутую форму. На фотографиях, снятых после электролитического шлифования поверхности участков, смещенных на расстояния 2,7 и 3,9 мм от оси роста кристалла видно, что в первом случае полосы скольжения сгруппированы в равномерные пачки скольжения, а во втором проявляются дополнительные системы скольжения. Это вызвано влиянием краевых эффектов вблизи границы касания кристалла и матрицы - из-за наличия концентраторов напряжения. По дифрактограммам участков поверхности вблизи оси симметрии кристалла и вблизи жесткого закрепления с медной матрицей видно, что разориентировка субзерен в исходном состоянии и после обработки возрастает примерно в два раза. По величине уширения рефлекса (422) в приближении хаотического распределения дислокаций найдены размеры ОКР – 300 Å и 500 Å, а также плотность дислокаций $\rho = 10^8 \text{ см}^{-2}$ и 10^{10} см^{-2} , соответственно.

Для всех октаэдрических систем скольжения при ориентировке кристаллов по [110], а также и по [111] фактор Шмида имеет одно и то же значение – 0,41 и 0,27 соответственно. Поэтому увеличение скорости и величины деформации не может изменить число систем скольжения. Поскольку вблизи матрицы ориентировка действующих напряжений не совпадает с осью [110], то даже при малом, не равном нулю, факторе Шмида касательные напряжения могут достигать критических и становится возможным скольжение по кристаллографическим плоскостям, не входящим в совокупность {111}. В результате, кроме первичной системы скольжения с фактором Шмида 0,406 – {111} в направлении <101>, реализовывалась система скольжения с малым фактором Шмида 0,136 – {100} в направлении <001>. Угол между плоскостями семейства {111} и {100} составляет 35,4°. По микрофотографиям измеренные углы между полосами скольжения составляют $36 \pm 1^\circ$, что позволяет идентифицировать вышеуказанные системы скольжения. В поликристаллах число систем скольжения возрастает еще больше, поскольку каждое зерно испытывает фактически всестороннее нагружение.

2. Для двойникового характерен полярный направленный механизм процесса деформирования, то есть однородный сдвиг одной части кристалла по отношению к другой, параллельный какой-нибудь кристаллографической плоскости. Тогда при сжатии образца будут действовать те системы двойникового, которые приводят к отрицательной деформации, а при растяжении – к положительной. Давление, при котором начинается двойникование зависит от кристаллографического направления, в котором оно приложено. Двойникование в металлах с о.ц.к. решеткой обычно идет по кристаллографическим плоскостям {112} в направлении [111]. С повышением давления объемная

доля двойников быстро стабилизируется, причем знак приложенного напряжения, например при разгрузке, может вообще изменить характер процессов, происходящих при деформации. Температурная и скоростная зависимости критических касательных напряжений скольжения и двойникового свидельствуют о том, что с ростом температуры (уменьшением скорости деформирования) двойникование становится преобладающим механизмом. Наибольшую склонность к двойникованию проявляют металлы с о.ц.к. и г.п.у. решетками и сплавы с г.ц.к. решеткой, имеющие малую энергию дефектов упаковки.

Следы двойникования заметны на микрофотографиях шлифов α - β латуни (ЛС63) и стали 12Х18Н10Т после воздействия ИСМП амплитудой 230 кЭ и длительностью 150 мкс в многовитковом соленоиде с концентратором потока. Двойникование в первую очередь определяет уровень упрочнения в α -латунях и нержавеющей сталях. В α -Fe склонность к двойникованию проявляется при понижении температуры и повышении скорости деформации, то есть увеличении энергии магнитного поля. Стали с решеткой g-Fe, вследствие легирования, имеют малую энергию дефектов упаковки и поэтому также склонны к двойникованию. Однако низкая проводимость и большая глубина скин-слоя при воздействии ИСМП не позволяют эффективно деформировать их непосредственно магнитным полем.

3. Упрочнение. Среди факторов, влияющих на динамические свойства и необратимые изменения в структуре можно выделить как общие для любых видов деформирования: изменение плотности дислокаций и точечных дефектов, увеличение силы трения при движении дислокаций и высокой скорости деформирования в ИСМП; так и частные: свойства деформируемого материала - тип кристаллической решетки, температура плавления и рекристаллизации, энергия дефектов упаковки и др., условия деформирования – скорость, температура и схема нагружения. С этой точки зрения процесс деформирования в ИСМП существенно неоднороден, поскольку наблюдаемая деформация характеризуется высокой температурой в поверхностных слоях (джоулево тепловыделение) и высокими скоростями в глубинных (малая скорость проникновения тепловой волны). Такие особенности способствуют появлению новых систем скольжения, образованию двойников и дефектов упаковки. Эффект динамического упрочнения для одного и того же сплава будет зависеть от исходной структуры материала и от преобладающих механизмов деформирования, то есть скольжения или двойникования при воздействии ИСМП.

Известно, что при высокоскоростном деформировании повышаются предел текучести и временное сопротивление, а пластичность падает. Отличие диаграммы деформации высокоскоростной от низкотемпературной заключается лишь в меньшей разности между пределом текучести и временным сопротивлением. Кроме того, для углеродистых сталей появляется нижний и верхний пределы текучести, а диаграммы меди и алюминия и их сплавов –

латуни и дуралюмина принимают промежуточный характер между высоко- и низкотемпературными. Несмотря на различия в химических составах, в типах кристаллических решеток, температурах деформирования различных металлов, связь между температурой и скоростью деформирования в общем виде достаточно точно описывается соотношением [3,4]:

$$(\partial \ln \tau / \partial \ln \dot{\epsilon})_T / T \approx \sigma_T \cdot G_{T0} / \sigma_{T0} \cdot G_T, \quad (1)$$

где G_T – модуль сдвига при температуре T ; σ_T – предел текучести при температуре T ; $\dot{\epsilon}$ – скорость деформирования. Поскольку в ИСМП $T \approx K_1 \cdot W_M$ и $\dot{\epsilon} \approx K_2 \cdot W_M$, где W_M – энергия магнитного поля, из указанного соотношения легко получить, что в поверхностных слоях

$$(\partial \ln \tau / \partial \dot{\epsilon}) \approx K \cdot \sigma_T \cdot G_{T0} / \sigma_{T0} \cdot G_T, \quad (2)$$

Таким образом, зависимость предела текучести от энергии магнитного поля линейна (это не относится к слоям металла, лежащим на больших по сравнению с глубиной скин-слоя расстояниях от поверхности). Соотношение (2) подтверждается тем, что при численном моделировании деформирования в ИСМП конического кристалла меди принимался квазистатический предел текучести и линейное упрочнение. Интенсивность остаточных деформаций определялась по величине микротвердости. По экспериментальным результатам получено близкое соответствие расчетных и, измеренных по величине микротвердости, значений интенсивности напряжений.

На основе приведенных выше данных можно сделать следующие выводы:

- механизмы деформирования при воздействии ИСМП идентичны наблюдаемым при других видах высокоскоростного деформирования;
- процесс деформирования металлов существенно неоднороден из-за разогрева поверхностного скин-слоя;
- изменение предела текучести мало у поверхности и достигает динамического предела текучести в глубинных слоях металла;
- структурные изменения при деформировании в ИСМП протекают и на поверхности металла, где давление магнитного поля равно нулю.

Список литературы: 1. Бублик В.Т., Дубровина А.Н. Методы исследования структуры полупроводников и металлов. – М.: Металлургия, 1978. – 272 с. 2. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник / Н.Н.Рыкалин, А.А.Углов, И.В.Зуев, А.Н.Кокора. – М.: Машиностроение, 1985. – 496 с. 3. Миркин Л.И., Смылова Е.П., Смыслов Е.Ф. Структура и свойства металлов после импульсных воздействий. – М.: Изд-во МГУ, 1980. – 168 с. 4. Действие излучения большой мощности на металлы / С.И.Анисимов, Я.А.Имас и др.; Под ред. А.М.Бонч-Бруевича и М.А. Ельашевича. – М.: Наука, 1970. – 272 с. 5. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. – М.: Наука, 1985. – 160 с. 6. А.Г.Григорьянц Основы лазерной обработки материалов. – М.; Машиностроение, 1989. – 304 с. 7. Короткина М.Р. Электромагнитоупругость. – М.; Изд-во МГУ. 1988. – 304 с. 8. М.Л.Бернштейн Структура деформированных металлов. – М.; Металлургия, 1977. – 431 с. 9. Воздействие лазерного излучения на материалы / Отв. ред. Е.П. Велихов. – М.: Наука. – 367 с. 10. Кольт Г., Фридман А. Сильные магнитные поля // УФН. – 1966. – Т. 88. – Вып. 4. – С. 703-723. 11. Шнейерсон Г.А. Поверхностный эффект в сверхсильном магнитном поле // ЖТФ. – Т. 37. – 1967. – № 3. – С. 513-522.

Поступила в редколлегию 18.07.2005.