

ДИФфуЗИЯ В МЕДИ И НИКЕЛЕ ПРИ ДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА

© 2008 Д.В. Миронов

Самарская государственная сельскохозяйственная академия

Методами, основанными на применении радиоактивных индикаторов (^{63}Ni) и ионной масс-спектрометрии, изучены диффузионные процессы в меди, никеле и их сплавах, подвергнутых скоростному сжатию при повышенных температурах, осуществляемому путем наложения на деформируемые квазистатически металлы мощных импульсов электрического тока. Установлено влияние на подвижность атомов, глубину проникновения и форму концентрационного профиля скорости пластической деформации и дефектности структуры.

Введение

Известно, что в момент прохождения тока через статически деформируемые металлы наблюдается электропластический эффект (т.н. эффект Троицкого), т.е. происходит разупрочнение материала [1], и скорость пластической деформации приповерхностных слоев $\dot{\epsilon}$ составляет в зависимости от условий нагружения от 10 до 10^4 с^{-1} ($\epsilon \leq 2 - 10\%$) [2, 3]. В свою очередь, это способствует возникновению аномального массопереноса в твердой фазе [4]. Так, исследования, проведенные при растяжении металлов в импульсном электромагнитном поле в отсутствие нагрева, когда скорость деформации доходила до $50 - 100 \text{ с}^{-1}$, показали, что коэффициенты диффузии достигают значений $\sim 2 \cdot 10^{-5}$, $9 \cdot 10^{-6}$, $6 \cdot 10^{-5} \text{ см}^2/\text{с}$ соответственно для проникновения атомов никеля в медь, меди в никель и титана в алюминий. Причем наличие поля придавало дополнительное ускорение миграции атомов на $\sim 40 - 50\%$ по сравнению с деформацией с той же скоростью, но в условиях импульсного механического нагружения [5].

Целью настоящей работы являлось изучение миграции и распределения атомов в металлах, подвергнутых скоростному сжатию в импульсном электромагнитном поле при температуре $\sim 700 \div 800 \text{ К}$.

Методика экспериментов

Эксперименты проводили на отожженных и предварительно деформированных на 10% меди и никеле чистотой $99,99\%$ и сплавах меди с 10 и 20% Ni. Поверхность образ-

цов перед нагружением была подвергнута электрополировке, после чего на неё электролитически наносили слои стабильных меди, никеля, а также радиоактивного изотопа никеля ^{63}Ni . Толщина покрытий на исследуемых материалах не превышала $0,2 - 0,5 \text{ мкм}$. Поверхностная активность радиоактивного покрытия составляла $(4 - 10) \cdot 10^3$ имп/мин. Образцы перед деформацией складывали попарно покрытыми сторонами.

Для реализации электропластического эффекта при сжатии применялась промышленная установка для конденсаторной сварки (рис. 1) [6]. Такой способ нагружения связан с разрядом мощной конденсаторной батареи на статически деформируемые в течение 30 с образцы 2 и 3 , находящиеся в роликах 1 и 4 . Приложенная нагрузка (P) составляет $\sim 1 \div 3 \text{ кН}$. Зарядка конденсатора до амплитудного значения напряжения $U_{a \text{ max}}$ ($250 \div 400 \text{ В}$) вторичной обмотки выпрямительного трансформатора TA осуществляется через вентильный элемент B_3 .

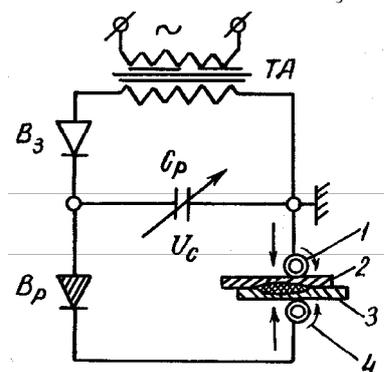


Рис. 1. Схема импульсного деформирования путем применения электропластического эффекта [3]

Накопленная в процессе зарядки конденсатора энергия, равная $E = C_p \cdot U_{a \max}^2 / 2$, через вентильный элемент B_p поступает на образцы, при этом длительность разряда, а следовательно, и импульсной деформации, составляет $2 \cdot 10^{-5}$ с. Температура образцов в процессе прохождения тока повышается до $\sim 700 \div 800$ К (при статической сжатии она не превышает комнатной). Степень и скорость деформации меди и никеля достигают значений 15, 10% и $6 \cdot 10^3$, $4 \cdot 10^3$ с⁻¹ соответственно. Длительность процесса импульсной деформации не превышала 100 мкс. Для сравнения медь и никель деформировали осадкой на прессе до 10 – 15 %. При этом скорость деформации составляла $(1 - 2) \cdot 10^{-3}$ с⁻¹.

Исследования проводили с помощью различных методик, в число которых входили послойный радиометрический анализ остаточной β -активности материала, макро- и микроавтордиография, вторичная ионная масс-спектрометрия, что позволило с высокой точностью определить глубину проникновения меченых атомов, положение максимумов концентрации, форму профиля распределения проникающих атомов, соотношение между потоками вещества по объему зерна и дефектам кристаллической структуры. При небольших глубинах проникновения (до 10 - 15 мкм) распределение атомов в покрытии и массивном материале проводили методом вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС) на масс-спектрометрическом микроскане. Данный метод позволяет определять координату слоя, в котором измерялась концентрация с точностью до 10 нм, а концентрационная чувствительность была не ниже 0,01 %. Для концентрационных профилей протяженностью от 10 до 100 мкм применяли метод Грузина - послойное определение остаточной интегральной радиоактивности образца [7]. Также были использованы другие методы, применимые для больших глубин проникновения, а именно макро- и микроавтордиография. При значении глубин проникновения в интервале 30 - 100 мкм для автордиографии применяли метод “косого шлифа” [8] под углом $30^\circ - 6^\circ$ с последующим пересчетом на истинные глубины. Для изучения концентрационных неоднородностей, возникающих как в поверхностных, так и находящихся в объеме

металла слоях, применяли электронномикроскопическую автордиографию [9].

Результаты и их обсуждение

Проведенные исследования показали, что при действии одиночного импульса электрического тока за 100 мкс происходит взаимное проникновение атомов меди и никеля, сопровождающееся изменением состава и структуры покрытия и основного материала (рис. 2). От поверхности в глубь металла возникает непрерывный ряд твердых растворов Cu–Ni, причем это наблюдается независимо от того, какой металл был покрытием, а какой подложкой. Покрытие целиком превращается в твердый раствор, а в основном металле твердый раствор фиксируется на глубинах более 15 мкм. Концентрационные неоднородности отсутствуют на всем протяжении диффузионной зоны.

Рассмотрим проникновение меченых атомов поверхностных слоев в глубь обоих попарно деформируемых металлов. Оказалось, что максимальное значение их концентрации находится не на поверхности, а на глубине $\sim 0,5 - 1$ мкм. При этом и для меди, и для никеля глубины проникновения в верхнем образце были выше на 10 – 15 %, чем нижнем аналогично тому, что имеет место при импульсном механическом нагружении и конденсаторной сварке-пайке [2,3,10], в то время как при медленном нагружении различия между значениями глубин проникновения и коэффициентов диффузии находятся в пределах ошибки эксперимента. Однако состав зоны взаимодействия между покрытием и ос-

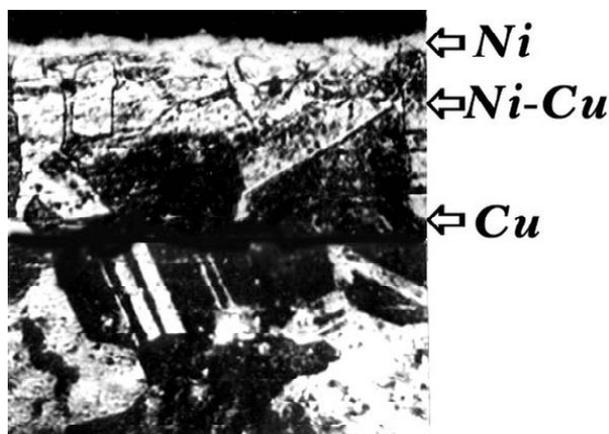


Рис. 2. Микроструктура медного образца с никелевым покрытием после взаимной диффузии меди и никеля в процессе импульсной деформации.

Таблица. Влияние состояния материала и вида диффундирующих атомов на подвижность атомов в металлах при квазистатическом (D) и импульсном (D_M) воздействиях *

Диффузانت	Металл		$D \cdot 10^{11}$, см ² /с	$D_M \cdot 10^3$, см ² /с
Ni	Медь (основной металл)	Отожж.	2,0	2,2
		Деформ.	4,8	0,9
Ni	Медь (покрытие)		9,0	4,1
Ni	Никель (основной металл)	Отожж.	3,1	1,9
		Деформ.	7,0	0,96
Ni	Никель (покрытие)		10,8	3,9
Cu	Никель (основной металл)	Отожж.	1,2	0,95
		Деформ.	3,0	0,58
Cu	Никель (покрытие)		6,5	2,3

*Приведены усредненные значения D_M и D по нижнему и верхнему образцам

новным металлом, возникшей за несколько микросекунд нагружения, был одинаковым. Контрольные эксперименты, заключающиеся в одновременном деформировании двух разнородных металлов, когда то верхний образец был изготовлен из никеля, а нижний из меди, то имело место обратное расположение образцов, показали, что переходная зона между никелем и медью в обоих случаях содержала только равномерно распределенные твердые растворы меди в никеле и никеля в меди с одинаковой концентрацией растворенного вещества на одних и тех же глубинах. Кроме проникновения атомов покрытия в основной металл (отожженный или деформированный) имела место также диффузия атомов основного металла в покрытие. В табл. представлены соответствующие коэффициенты массопереноса. Из рассмотрения таблицы следует, что скоростная деформация в импульсном электромагнитном поле приводит к росту подвижности атомов в покрытии, отожженном и предварительно деформированном металле примерно на 8–9 порядков по сравнению с квазистатическим нагружением. Причем D_M в никелевом и медном покрытиях при обоих видах воздействия выше, чем в массивном материале, но переход от квазистатического к импульсному деформированию приводит к уменьшению различий между ними. Следует отметить, что при растяжении без нагрева в импульсном магнитном поле при меньших на ~ 2 порядка скоростях деформации и квазистатическом растяжении также наблюдается большая скорость миграции атомов основного металла в покрытие [4,5].

Анализ формы концентрационных профилей в образцах, изготовленных из прокатанных металлов, показал, что уменьшение концентрации имеет место не только на по-

верхности, а также на тех участках границ зерен, которые параллельны поверхности. Об этом свидетельствует уменьшение ионного тока при прохождении границ и снижение количества восстановленных микрокристаллов серебра на автордиограмме границ зерен. Однако, зависимость является прямой линией, что указывает на объемный характер проникновения. Наличие такого обеднения выявляется также микроавтордиографическим методом. Однако внутри границ наблюдается равномерное распределение атомов по объему зерна вследствие объемного механизма диффузии, что подтверждается данными электронномикроскопической автордиографии (рис. 3).

Ускорение подвижности в покрытии и деформированном материале по сравнению с отожженным металлом при медленной осадке связано с большей дефектностью кристаллической структуры подобно тому, что имеет место при диффузии атомов металлов в деформированных материалах в процессе изотермического отжига. Уменьшение скорости миграции атомов в предварительно деформированном металле в процессе последующего импульсного воздействия также согласуется с литературными данными [11], поскольку атомы металлов, диффундирующие при скоростной деформации по межзельному механизму, подобно атомам углерода, замедляют свое движение при наличии введенных в матрицу дефектов по сравнению с более совершенным кристаллом. Что же касается ускорения массопереноса в покрытии при импульсном воздействии, то можно только предположить, что определенную роль в этом играют напряжения, которые возникли в процессе нанесения металлических слоев. Сравнение подвижности атомов нике-

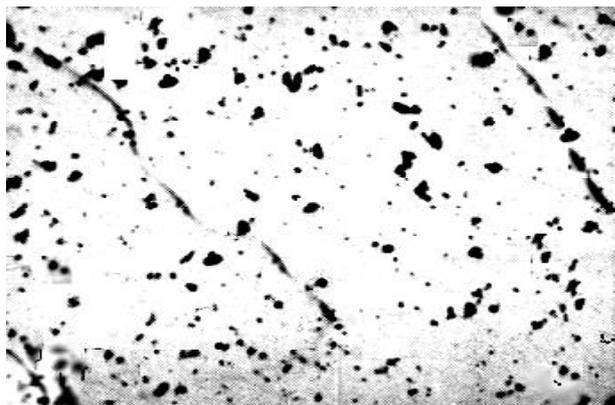


Рис. 3. Авторадиограмма-реплика никеля на глубине 15 мкм после проникновения в него изотопа никеля ^{63}Ni при сжатии под действием электропластического эффекта, $\times 6500$.

ля и меди в данных условиях нагружения с результатами работ [5,6,12-14], выполненными также при действии импульсного электромагнитного поля, но с меньшими значениями скорости деформации (100 с^{-1}) и без нагрева, показывает, что увеличение T , как и при импульсном механическом нагружении [2,3,11], способствует ускорению миграции атомов и увеличению содержания растворенного вещества в твердом растворе.

Заключение

Таким образом, влияние эффекта Троицкого на миграцию атомов и фазообразование проявляется на материалах, находящихся в различном структурном состоянии, в широком интервале температур и скоростей пластической деформации. Причем это наблюдается не только при растяжении, но и сжатии металлов и происходит за тысячные доли секунды. Столь быстрое перераспределение атомов и взаимное растворение взаимодействующих металлов необходимо учитывать в технологических процессах, основанных на разупрочнении металлов под действием электропластического эффекта.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лариков Л.Н., Фальченко В.М., Мазанко В.Ф., Харченко Г.К., Игнатенко А.И., Гуревич С.М. // ДАН СССР. 1975. 221. № 5.
2. Лариков Л.Н., Фальченко В.М., Герцирикен Д.С., Хренов К.К., Чудаков В.А. // ДАН СССР. 1978. 239. № 2.
3. Троицкий О.А., Розно Л.Т. // ФТТ. 1970. 12, № 1.
4. Герцирикен Д.С., Костюченко В.Г., Тишкевич В.М., Фальченко В.М. // Доп. НАНУ. 2000. № 2.
5. Чачин В.Н., Мелещенко Б.А., Тышкевич В.М., Фальченко В.М., Герцирикен Д.С. // Весці АН БССР, сер. фіз-тэхн., 1987.
6. Моринский В.Э. Конденсаторная сварка металлов. Киев: Наук. думка, 1964.
7. Грузин П.Л. // ДАН СССР. 1952. 86. № 2.
8. Бокштейн С.З., Кишкин С.Т., Мороз Л.М. Исследование строения металлов методом радиоактивных изотопов. М.: Оборонгиз, 1959.
9. Бокштейн С.З., Гинзбург С.С., Мороз Л.М., Кишкин С.Т. Электронномикроскопическая авторадиография в металлургии. М.: Металлургия, 1978.
10. Рябов В.Р., Дыхно И.С., Парнета И.М., Зволинский И.В., Фальченко В.М., Герцирикен Д.С. // Автоматическая сварка. 1993. № 4.
11. Герцирикен Д.С., Мазанко В.Ф., Тышкевич В.М., Фальченко В.М. Массоперенос в металлах при низких температурах в условиях внешних воздействий. Киев: НАНУ, 1999.
12. Герцирикен Д.С., Костюченко В.Г., Тишкевич В.М., Фальченко В.М. // Доп. НАНУ. 1997. № 3.
13. Герцирикен Д.С., Костюченко В.Г., Тишкевич В.М., Фальченко В.М. // Доп. НАНУ. 2000. № 5.
14. Захаров С.М., Миронов В.М., Тышкевич В.М., Герцирикен Д.С. // Электронная микроскопия и прочность материалов. 2002. Вып. 12.

DIFFUSION IN COPPER AND NICKEL UNDER INFLUENCE OF ELECTROPLASTIC EFFECT

© 2008 D.V. Mironov

Samara State Agricultural Academy

The diffusion processes in copper, nickel and their alloys subjected velocity squeezing at heightened temperatures, realized by overlay on deformable quasistatically metals of bull electric current impulses, are studied with the help of methods grounded on application of radioactive indicators (^{63}Ni) and ionic mass spectrometry. The effect of speed of a plastic strain, presence of defects of structure on mobility of atoms, depth of penetration and form of the concentration profile is determined.