

ФОРМИРОВАНИЕ БЕЗДИСЛОКАЦИОННЫХ НАНОСУБСТРУКТУР В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ ЛЕГИРОВАНИИ

Соскова Н.А., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Райков С.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия*

Прогресс в создании функциональных материалов нового поколения базируется на разработке наноструктур [1]. Фундаментальные исследования в области наноструктурного материаловедения за последние 20 лет привели к необходимости существенных корректировок традиционного дислокационного подхода к объяснению прочности и пластичности [2]. И если для чистых металлов в этом направлении наметился определенный прогресс [3], то для многофазных композиций необходимы широкие теоретические и экспериментальные исследования [4].

Одно- и двухкомпонентное электровзрывное легирование (ЭВЛ) металлов и сплавов, осуществляемое при воздействии на поверхность импульсных плазменных струй, обеспечивает высокие эксплуатационные свойства за счет образования градиентных наноструктурных состояний [5]. При анализе структурно-фазовых состояний и механизмов упрочнения поверхностных слоев при ЭВЛ дислокационные структуры должны играть определяющую роль [4]. С этой целью в настоящей работе выполнен анализ дислокационных субструктур, формирующихся при одно- и двухкомпонентном ЭВЛ железа и никеля.

Методика и режимы ЭВЛ, не отличающаяся от описанной в работах [6], позволяет в едином технологическом цикле провести оплавление поверхностных слоев металлов, их насыщение продуктами взрыва проводников с последующей самоакалкой.

Установлено, что для ЭВЛ общей особенностью является формирование 4-х характерных слоев. Тонкий (1 мкм) приповерхностный нанокompозитный слой, который образован частицами упрочняющих фаз с размерами кристаллитов порядка 1–10 нм в зависимости от вида легирования. Промежуточный слой с ячеистой кристаллизацией. Диаметр ячеек с глубиной увеличивается, а разделяющих их прослоек уменьшается. Размер кристаллитов в прослойках составляет величину порядка 10–100 нм. Приграничный слой с зеренной структурой. Зерна с размерами до 1–10 мкм содержат частицы упрочняющих фаз с размером порядка 1 нм. Тонкий (1–2 мкм) нанокристаллический слой с низкой степенью легирования состоит из кристаллитов размером 30–40 нм и частиц упрочняющих фаз – 3–5 нм. Основным по глубине и объему в случае однокомпонентного легирования является слой с зеренной структурой, а в случае двухкомпонентного легирования – слой с ячеистой кристаллизацией. Далее идет зона термического влияния (ЗТВ).

В первом и четвертом слоях с нанокристаллической структурой дислокации не наблюдаются (рис. 1, 2). Отсутствие дислокационных субструктур в этих слоях зоны ЭВЛ можно связывать с влиянием, по крайней мере, двух факторов. Во-первых, характерный размер кристаллитов в них может быть меньше источника Франка-Рида, являющихся одним из основных источников дислокаций. Во-вторых, наличие большой объемной доли границ раздела создает силы изображения, выдавливающие дислокации из объема нанокристаллов. Этому могут препятствовать силы Пайерлса (силы трения), однако их величина невелика. В работе [4] приведены оценки характерного размера свободного нанокристаллита, ниже которого вероятность существования внутри него подвижных дислокаций заметно снижается. Для призматических дислокационных петель и линейных краевых дислокаций для железа размеры составляют 5 и 2 нм соответственно, а для никеля – 15 и 10 нм. Применяя эти оценки для анализа дислокационных структур в железе и никеле после ЭВЛ, необходимо иметь в виду, что в этом случае речь идет не о чистых металлах, а о твердых растворах и новых фазах (карбидах, боридах и др.). С учетом этого характерные размеры бездислокационных кристаллитов железа и никеля, хорошо согласуются с дан-

ными эксперимента, согласно которым в первом и четвертом слоях они не превышают величины 40 нм.

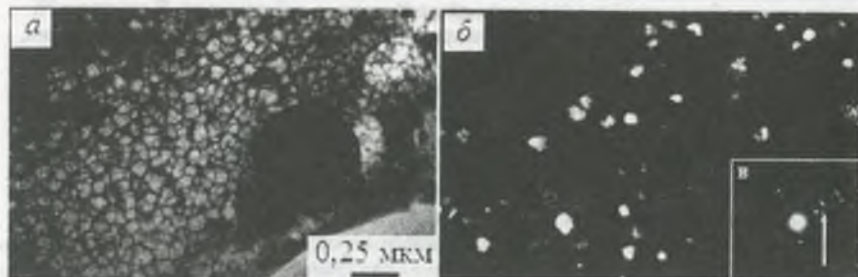


Рис. 1. Структура поверхности никеля после электровзрывного борирования: а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе [002]Ni; в – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс темного поля)



Рис. 2. Структура образца никеля после электровзрывного борирования. Слой на глубине $\sim 0,5$ мкм: а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе [521] NiB₁₂; в – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс темного поля). Ячеистая дислокационная субструктура, формирующаяся в никеле при электровзрывном легировании медью и бором (z)

Во втором слое с ячеистой кристаллизацией дислокации наблюдались только в системе Ni–Cu+B в ячейках с поперечными размерами свыше 500 нм. Выявлялась структура дислокационного хаоса либо сетчатая дислокационная структура со скалярной плотностью $(3,0\text{--}3,5) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$

В третьем слое с зеренной структурой в системе Fe–Al в зернах твердого раствора Fe(Al) наблюдается сетчатая дислокационная субструктура, либо субструктура дислокационного хаоса со скалярной плотностью $5,4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В системе Ni–B вблизи от основы наблюдается субзеренная структура Ni(B) с размерами зерен 5–10 мкм. В объеме зерен сетчатая, ячеисто-сетчатая и полосовая дислокационные структуры. Независимо от типа дислокационной субструктуры, в зернах наблюдались изгибные экстинкционные контуры, указывающие на высокий уровень кривизны-кручения кристаллической решетки никеля. Источником полей напряжений, как и в других системах, являются внутрифазные и межфазные границы. В системе Ni–C в зернах твердого раствора Ni(C) с характерным размером порядка 10 мкм зафиксирована хаотическая и сетчатая дислокационная субструктура со скалярной плотностью дислокаций $\sim 4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В системе Ni–C+B наблюдается ячеисто-сетчатая и полосовая дислокационные субструктуры. Присутствуют изгибные экс-

тинкционные контуры. В системе Fe–C+V вблизи границы зоны легирования с четвертым слоем скалярная плотность дислокаций достигает $6,4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В зернах α -железа сетчатая дислокационная субструктура имеет скалярную плотность дислокаций $3,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В некоторых зернах обнаруживается полосовая дислокационная субструктура. В системах Ni–Cu и Ni–Cu+V релаксация термоупругих напряжений, как со стороны зоны легирования, так и со стороны основы сопровождается формированием в зернах хаотической, сетчатой и ячеисто-сетчатой дислокационной субструктур (рис. 2, з).

Скалярная плотность дислокаций в них минимальна в структуре дислокационного хаоса и составляет $2,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Максимального значения $7,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ она достигает в сетчатой субструктуре, которая является основной. В ЗТВ в системах Fe–Al и Fe–Cu на глубине от границы с зоной легирования соответственно 10–15 и 30–35 мкм в зависимости от ориентации зерен феррита по отношению к действующим термоупругим напряжениям наблюдается формирование дислокационного хаоса, сетчатой, ячеисто-сетчатой и фрагментированной субструктур. В системе Fe–Al на глубине 25–30 мкм дислокационная структура различной степени совершенства – хаотическая, сетчатая, полосовая. В системах Ni–V и Ni–C+V наблюдается ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура со скалярной плотностью дислокаций $(3-4) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В системе Fe–C в объеме зерен наблюдается клубково-сетчатая дислокационная субструктура со скалярной плотностью дислокаций $2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В системах Ni–Cu и Ni–Cu+V с глубиной структура меняется от ячеистой к ячеисто-сетчатой, от нее – к сетчатой и хаотической. При этом скалярная плотность дислокаций уменьшается от $4,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $1,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Таким образом, одно- и двухкомпонентное ЭВЛ приводит к формированию нанокomпозитных слоев, не содержащих дислокационной субструктуры и обладающих высокой прочностью. Вблизи границы зоны легирования с основой и в зоне термического влияния по мере удаления от границы зоны легирования наблюдаются различные типы дислокационных структур со скалярной плотностью дислокаций от $7,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в ячеисто-сетчатой субструктуре и до $1,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в структуре дислокационного хаоса. С глубиной тип дислокационной структуры меняется по схеме: ячеистая \Rightarrow ячеисто-сетчатая \Rightarrow сетчатая \Rightarrow хаотическая.

Считаем своим приятным долгом выразить признательность Р.А. Андриевскому и А.М. Глезеру за обсуждение результатов работы.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813) и грантами РФФИ (проекты № 11-02-91150-ГФЕН-а, № 11-02-12091-офи-м-2011 и № 11-08-98020-р_сибирь_а).

Список литературы

1. Андриевский А.Р., Глезер А.М. // Физика металлов и металловедение. 1999. Т. 88. № 1. С. 50–73.
2. Андриевский А.Р., Глезер А.М. // Физика металлов и металловедение. 2000. Т. 89. № 1. С. 91–112.
3. Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J. // Progress in Materials Science. 2006. V 51. P. 427–556.
4. Dao M., Asaro R.J. et al. // Acta Mater. 2007. V 55. P. 4041–4065.
5. Андриевский А.Р., Глезер А.М. // Успехи физ. наук. 2009. Т. 179. № 4. С. 337–358.
6. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Физические основы электро-взрывного легирования металлов и сплавов – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. – 301 с.