

СОЗДАНИЕ В ОБЪЁМЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ (ЖЕЛЕЗНОЙ) МАТРИЦЫ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ НА ОСНОВЕ КАРБИДНЫХ НАНОСТРУКТУР ДЛЯ РЕГУЛИРОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Е.Г. Земцова*, Д.В. Юрчук, В.М. Смирнов

Санкт-Петербургский государственный университет, С-Петербург, 198504, Россия

*e-mail: ezimtsova@yandex.ru

Аннотация. Рассматривается процесс наноструктурирования металлической матрицы на основе частиц железа, включающий направленное конструирование карбидных наноструктур на поверхности частиц железа, затем получения методами порошковой металлургии компактного (беспористого) материала. Полученный материал можно представить, как материал типа “каркас в каркасе” и представляющих собой металлический каркас железа, армированный каркасом другого химического состава на основе карбидов (SiC , TiC). Такой подход позволит решить проблему создания нового поколения наноструктурированных металлических (на основе железа) материалов с улучшенными функциональными (механическими) свойствами для различных областей техники.

1. Введение

Известно, что в атомарной структуре твердых тел (материалов) упорядоченность достигается бесконечным периодическим повторением расположения атомов. Однако, с другой стороны, везде присутствует неупорядоченность (в природе упорядоченность больше исключение, чем правило), причем неупорядоченность наиболее часто встречается в сложных структурах (в ряде биологических систем, полимеров, наноматериалов, стекле и др.). Образование неупорядоченности вызвано действием различных механизмов: начиная от быстрого неравномерного охлаждения (неметаллические стекла, металлы и др. системы) и заканчивая эволюцией (биологические системы).

Следует отметить, что в наноструктурах, очевидно, существует критический размер, ниже которого организованная неупорядоченность более эффективна, чем упорядоченность, делая в этом случае более приемлемыми некристаллические структуры. Исходя из вышеизложенного изучение организованных, но неупорядоченных структур является одним из перспективных направлений развития химии и химического материаловедения [1].

В этой связи следует отметить, что в дополнение к процессам кристаллизации необходимо развернуть изучение других процессов структурообразования, особенно тех, которые позволяют синтезировать сложные вещества неперидического, но регулярного строения. На данном этапе исследований важной научной задачей является выяснение вопроса о том, как влияют одномерные (нанонити, 1 - 50 нм) и

трехмерные (наночастицы, 1 - 50 нм) структурные неоднородности разного химического состава, аморфной или кристаллической структуры на строение и функциональные (механические) свойства объемного вещества металлического типа. Это является важным шагом в разработке научных основ получения нового поколения композиционных металлических материалов с заданной структурой и регулируемыми функциональными (механическими) свойствами.

Целью работы является установить закономерности в синтезе наноструктурированного твердого вещества, позволяющие направленно регулировать механические свойства образцов металлической матрицы наноструктурированной карбидами (SiC , TiC) с целью получения образца с наилучшими механическими свойствами.

2. Экспериментальная часть

Основные теоретические и экспериментальные положения процесса химического наноструктурирования рассмотрены в работе [1]. При этом важнейшей стадией наноструктурирования являются поверхностные химические реакции принудительного структурирования. Таким образом, основные механические свойства полученного твердого вещества обеспечиваются созданием наноструктурированной наноструктурами карбидов металлической матрицы. Синтез нанослоев дисперсной фазы (SiC , TiC), осуществлялся на основе разработанного в России метода направленного синтеза – метода молекулярного наслаивания, известного за рубежом под названием "atomic layer deposition" (ML – ALD) [2-4]. В настоящее время этот метод признается зарубежными экспертами в качестве основного метода для получения нанослоев в наноэлектронике и ряде др. смежных областей [5].

Процесс получения наноструктурированного металлического материала включает ряд последовательных стадий: 1) подготовка наночастиц оксида железа; 2) восстановление оксида железа (водородом или другими восстановителями) и прессование частиц железа в пористые конгломераты с целью получения ультрадисперсного металлического каркаса железа с заданной пористостью; 3) поверхностное наноструктурирование подготовленной металлической пористой матрицы нанослоями или наночастицами TiC (50 нм); 4) консолидация (прессование и спекание) с получением массивного (не пористого) металлического наноструктурированного вещества с размером наноструктур TiC (от 5 до 100 нм). Третья стадия синтеза включает принципиально новые научные подходы, касающиеся разработки научных основ сверхточного синтеза, т.е. совокупности химических и физических процессов, приводящих к созданию заданного порядка расположения атомов в синтезируемой структуре или наноструктурированном веществе.

В результате каждого цикла поверхностных химических реакций (ПХР), проводимого в строго контролируемых условиях на поверхности твердого тела, происходит наращивание монослоя новых структурных единиц (карбидов, нитридов и др.), химически связанных с исходной подложкой, причем "толщина" монослоя равна 2 - 3 Å. Осуществляя определенное число таких реакций можно синтезировать слой вещества определенной толщины.

3. Результаты и их обсуждение

3.1. Подготовка наночастиц оксида железа и восстановление оксида железа с целью получения ультрадисперсного металлического каркаса железа с заданной пористостью. При работе с частицами металлического железа исходили из того факта, который уже был установлен, что для получения частиц металлов высокой дисперсности надо восстанавливать их оксиды при более низкой температуре [6].

Данный факт потребовал от нас более тщательного подхода к выбору исходной матрицы. Мы посчитали целесообразным использовать аморфный гидроксид железа ($\alpha\text{-FeOOH}$). В качестве исходных веществ использовали гидроксид железа ($\alpha\text{-FeOOH}$) и газообразный водород чистотой не менее 99.99 %. $\alpha\text{-FeOOH}$ получали осаждением соли $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ (марки "ч"), осадителем служил NaOH марки "чда", растворителем – дистиллированная вода. Полученные осадки гидроксидов промывали дистиллированной водой и высушивались. При прогреве при 200 °С происходит пиролиз оксигидроксида железа (III) (FeOOH) с образованием Fe_2O_3 . Значение удельной поверхности (S уд) для гидроксидов железа, определенная по адсорбции азота (БЭТ) - 198 м²/г. Пересчет экспериментальных значений удельной поверхности S производился по формуле:

$$d_{cp} = 6/(\rho S), \quad (1)$$

где ρ - плотность вещества, S - удельная поверхность.

Формула позволяет оценить средний размер частиц порошков d_{cp} . Рассчитанный средний размер частиц FeOOH равен 7 нм. Согласно данным мессбауэровской микроскопии (Рис. 1) полученные образцы оксигидроксида железа (III) и прогретые при температуре 25 °С представляли собой высокодисперсные частицы, что следует из вида спектра (дублет) исследованного образца. Металлические нанопорошки получали восстановлением навески FeOOH (1 г) в кварцевой трубчатой печи с нихромовыми нагревателями в атмосфере водорода при температуре от 300 до 1000 °С. Восстановление проводили водородом чистотой не менее 99.99 %. Скорость подачи водорода составляла 2 - 5·10⁻⁶ м³/с. Было изучено влияние условий восстановления на фазовый состав, структуру и дисперсность порошка металлического железа. Изучались 2 вида гидроксидов железа: 1) гидроксид, высушенный при температуре 25 °С (образец 1); 2) гидроксид, высушенный при температуре 125 °С (образец 2).

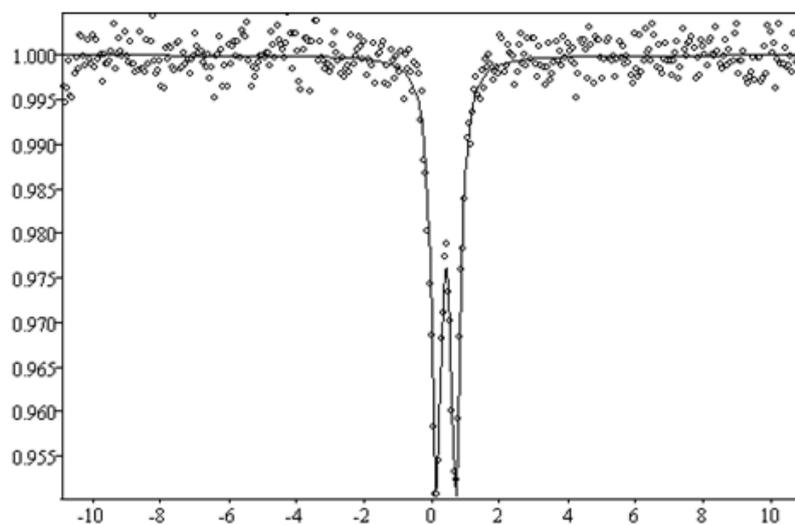


Рис. 1. ЯГР спектр образца FeOOH , прогретый при температуре 25 °С.

Идентификацию фаз порошков проводили методом рентгеновской порошковой дифракции на дифрактометре Bruker "D2 Phaser" с кобальтовым анодом. Рентгенофазовый анализ металлических порошков железа после восстановления в течении 90 минут при температуре 450 °С (Рис. 2) и после восстановления в течении 60 минут в температурном диапазоне 500 – 1000 °С, показал, что образцы содержат только $\alpha\text{-Fe}$. Сравнение размера наночастиц железа для образцов FeOOH ,

(термообработанных при 25 °С и 125 °С) и восстановленных при разных температурах следует, что увеличение температуры восстановления образцов $FeOOH$ от 400 до 550 °С приводит к увеличению размера частиц металлического железа.

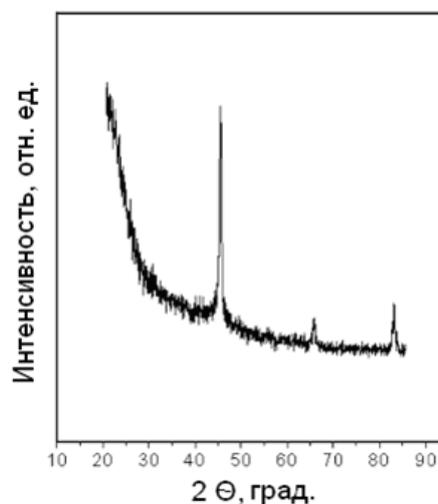


Рис. 2. Рентгенограмма образца порошка металлического железа, восстановленного при 450 °С.

Следует отметить, что для образцов $FeOOH$, термообработанных при 25 °С при восстановлении в температурном диапазоне 400 - 550 °С дисперсность получаемых наночастиц железа выше, у наночастиц полученных восстановление образцов $FeOOH$, термообработанных при 125 °С. При температурах восстановления выше 450 - 500 °С происходит резкое увеличение размера наночастиц металлического железа с их переходом в микронную область. Этот факт мы связываем с процессом спекания металлических частиц. Выявлено, что при восстановлении в температурном диапазоне 400 - 450 °С исходных железогидроксидов можно получать нанопорошки железа со средним размером частиц 60 - 80 нм, представляющих собой фазу α -Fe.

Исследование одноосного уплотнения порошков железа с размером частиц 60 нм, полученных методом восстановления гидроксида железа в среде водорода проводили в цилиндрической пресс-форме с внутренним диаметром 15 мм, высота компактов составляла 5 - 7 мм. Давление прессования изменяли от 0.05 до 1.1 ГПа. Плотность компактов определяли методом гидростатического взвешивания с точностью 2 %. Наиболее интенсивное уплотнение порошков происходит при давлениях до 0.8 - 0.9 ГПа. Дальнейшее увеличение давления до 1.1 ГПа не приводит к значительному увеличению плотности компактов. При давлении до 0.5 ГПа уплотнение нанопорошков происходит значительно менее интенсивно, нежели грубодисперсных. Анализ полученных результатов показывает, что вследствие малой насыщенной плотности нанопорошка (7 - 10 %) и сильно развитой поверхности частиц, компакты из нанопорошка железа имеют меньшие значения плотности, по сравнению с компактами из грубодисперсных порошков.

Исследование одноосного уплотнения порошков железа с размером частиц 60 нм, полученных методом восстановления гидроксида железа в среде водорода проводили в цилиндрической пресс-форме с внутренним диаметром 15 мм, высота компактов составляла 5 - 7 мм. Давление прессования изменяли от 0.05 до 1.1 ГПа. Плотность компактов определяли методом гидростатического взвешивания с точностью 2 %. Наиболее интенсивное уплотнение порошков происходит при давлениях до 0.8 - 0.9 ГПа.

В результате были установлены оптимальные условия прессования. Для нанопорошков железа, вес порошка – 9 г, размер полученного образца: высота h - 4.96 мм, диаметр 15 мм, $\rho = 4.60$ г/см, приложение давления 200 МПа за 60 сек, выдержка под давлением в течение 180 сек, разгрузка в течение 30 сек.

В результате были найдены условия регулирования остаточной пористости металлического образца в диапазоне от 1 до 35 %. Такая пористость необходима для проведения поверхностных химических реакций на поверхности частиц железа.

3.2. Изучение протекания поверхностных химических реакций между частицами металлического железа и низкомолекулярными реагентами. Синтез элементуглеродных групп и элементкарбидных наноструктур на поверхности железа осуществляли методом ML – ALD на гидроксидированной поверхности образцов.

В работе в качестве объектов исследования на которых изучались поверхностные химические реакции были: 1) модельные образцы— пластины монокристаллического кремния (марки КДБ-7.5 с ориентацией (100)) с напыленным на него слоем αFe , размером 1.5 x 1.5 см, толщина пленки железа ~ 100 нм; 2) частицы дисперсного железа, полученного по методике описанной выше; частицы дисперсного железа наноразмера характеризовались следующими характеристиками: размер частиц 40 - 75 нм, удельная поверхность частиц $6 \text{ м}^2/\text{г}$.

Поскольку поверхность частиц железа всегда окислена и не известна толщина этого оксидного слоя, то перед синтезом все объекты исследования обрабатывались (хлорировались) парами CCl_4 при температуре 350°C для удаления оксидного слоя. Для анализа хода химической реакции на пластинках кремния со слоем железа использовалась термогравиметрическая установка, в которой для регистрации изменений массы образца используются аналитические электронные весы марки ВР 221S. К весам при помощи кварцевой нити присоединена кварцевая чашечка с исследуемым веществом (пластина кремния со слоем железа или железный порошок). Взаимодействие реагентов с поверхностью дисперсного порошка железа методом ML - ALD проводили в реакторе проточного типа, в токе осушенного инертного газа (гелий), который одновременно обеспечивал удаление из реактора газообразных продуктов реакции.

В ряде опытов для получения карбида титана из газовой фазы использовали метод химического осаждения из газовой фазы (CVD).

3.3. Получение методом ML – ALD нанослоя карбида кремния на образце железа на кремнии. Для уточнения режимов нанесения нанослоя карбида кремния использовались модельные образцы, представляющие собой пластины монокристаллического кремния с напыленным на него слоем чистого железа.

При проведении поверхностных химических реакций протекание этих реакций зависит от температуры и времени пребывания в реакционной зоне. Отметим, что реакция протекает в интервале $300 - 700^\circ\text{C}$. Предложенный нами метод синтеза карбида кремния методом ML - ALD основан на реакциях химической конденсации по следующей схеме:



где $\blacksquare\text{Si-[Fe]aH}$ — пластина кремния с напыленным слоем металлического железа и поверхностными атомами водорода, после восстановления образца.

Синтез осуществлялся на пластинах монокристаллического кремния с напыленной пленкой чистого железа толщиной ~ 100 нм. Полученный образец попеременно обрабатывался при $t = 500$ °С. в реакторе проточного типа четыреххлористым углеродом и метаном.

Синтез включал следующую последовательность операций:

1. пластины помещали в реактор и обрабатывали парами CCl_4 при температуре 350 °С для удаления оксидного слоя (реакция (2a));
2. затем повышали температуру до заданной величины и производили попеременный дозированный напуск метана (реакция (2b)) и затем SiCl_4 (реакция (2c)); в качестве газа-носителя тетрахлорида кремния использовали осушенный водород. Обработку продолжали до окончания выделения HCl ;
3. затем при той же температуре обрабатывали метаном до окончания выделения HCl (реакция (2d)).

При необходимости увеличения толщины слоя повторяли цикл снова. Затем реактор с образцом остужали в токе водорода. Для выяснения сплошности покрытия поверхностных железных атомов функциональными группами (CH_3) были изучены углы смачивания водой. Исследование углов смачивания проводилось микрофотографическим методом. На основе исследования образцов (исходного кремния с гидроксильными группами, кремния с метильными группами и кремния с нанесенными титанкарбидными слоями) установлено закономерное увеличение угла смачивания воды от 43 ° к 76 ° и до 94 °, что показывает переход к повышению плотности упаковки поверхностных групп в случае проведения реакции с участием метильных ($-\text{CH}_3$) групп (Рис. 3).

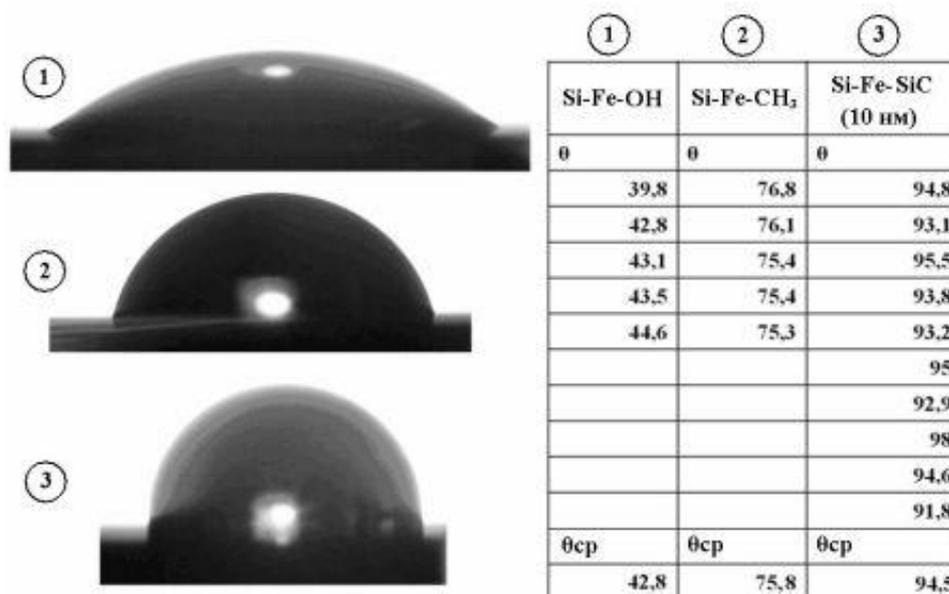


Рис. 3. Значения углов смачивания водой для образцов кремния со слоем железа с различными функциональными группами: 1- $\blacksquare\text{Si-Fe-OH}$, 2- $\blacksquare\text{Si-Fe-OCH}_3$, 3- $\blacksquare\text{Si-Fe-SiC}$.

Исследование реакций ((2a) - (2d)) проводили в интервале температур 200 - 600 °С. Зависимость содержания титана от температуры синтеза приведена на Рис. 4. При низких температурах синтеза наблюдается рост содержания титана и хлора, который достигает максимума при температуре около 350 - 400 °С, количество

вступившего в реакцию титана и хлора на образце остается приблизительно постоянным, а отношение $Cl/Ti = 2.6 - 2.7$. Выше $450\text{ }^\circ\text{C}$ наблюдается значительный спад содержания титана и высокая концентрация хлора на поверхности.

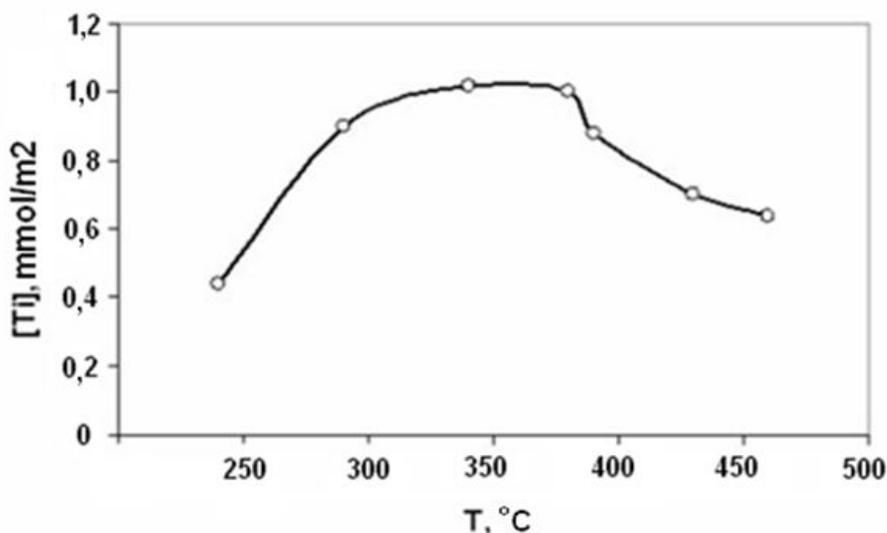
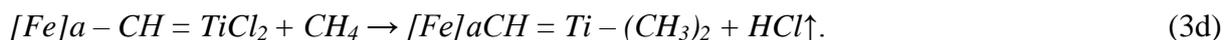


Рис. 4. Зависимость содержания $Ti(4+)$ на поверхности частиц металлического железа от температуры синтеза.

3.4. Получение нанослоя карбида титана на поверхности дисперсного железа.

Получение карбида титана на поверхности дисперсного железа осуществляли на частицах размером 40 - 75 нм с удельной поверхностью — $6\text{ м}^2/\text{г}$ при протекании следующих реакций (Рис. 4):



Для того, чтобы сравнить механические свойства образцов было проведено исследование получения ультратонких пленок карбида различными методами: методом осаждения из газовой фазы (CVD) и методом молекулярного наплаивания (ML – ALD). Обработку порошка железа осуществляли в кварцевом реакторе в токе осушенного аргона.

При газофазном осаждении карбида титана образование непрерывного каркаса в порах металлической заготовки начинается с образования островковых структур на поверхности. Такой характер формирования связан с особенностью реакции химического осаждения карбида титана, т.к. поверхность энергетически неоднородна. Это приводит к различной скорости роста карбида титана на различных участках и к образованию островковых структур. Образование островковой структуры в ходе химического осаждения можно объяснить следующей физико-химической моделью формирования карбида титана. При обработке поверхности парами $TiCl_4$ происходит ее заполнение титан-хлоридными группами. Реакция метана с титан хлоридными группами протекает с образованием титан – углеродных групп, которые по механизму поверхностной диффузии мигрируют с образованием трехмерных зародышей карбида титана (Рис. 5) [7].

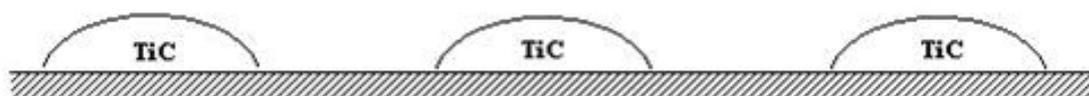


Рис. 5. Схема строения образцов после химического осаждения (CVD) карбида титана при последовательной подаче смеси тетрахлорида титана и метана.

3.5. Получение нанослоя карбида титана на поверхности дисперсного железа методом ML – ALD. Особенности нанослоев, полученных методом ML – ALD является отсутствие при соблюдении определенных условий синтеза фазообразования (зародышеобразования), что позволяет более тонко регулировать функциональные свойства получаемого материала. Первоначально реакции (3а) – (3д) проводили на поверхности порошка железа с ИК-спектроскопическим контролем, чтобы зафиксировать протекание реакции. После обработки метаном титанхлоридных групп можно видеть увеличение интенсивности колебаний связей СН групп в областях 2940 - 2920 и 2850 - 2870 см^{-1} . В результате проведенного синтеза были синтезированы образцы порошка железа с различным количеством нанесенного на поверхность карбида титана. Содержание титануглеродных групп в образце определялось по содержанию титана. Анализ титана и углерода проводили химическим методом. Данные по химическому составу образцов приведены в Таблице 1.

Таблица 1. Химический состав композиционного материала на основе железа с дисперсной фазой TiC.

№ образца	Состав образца
1	100 % Fe
2	95.5 % Fe + 1.5 % TiC
3	97 % Fe + 3 % TiC
4	90.5 % Fe + 9.5 % TiC
5	84.5 % Fe + 15.5 % TiC
6	74.5 % Fe + 25.5 % TiC

Из данных рентгенофазового анализа (Рис. 6) следует, что на поверхности частиц железа после проведения 10 циклов поверхностных реакций и прокаливания при температуре 1100 °С в течение 5 часов образуются наноструктуры TiC на поверхности.

Значительный интерес к объёмным нанокристаллическим материалам обусловлен, что их конструкционные и функциональные свойства значительно отличаются от свойств крупнозернистых аналогов.

На рисунке 7 приведена схема строения нанослоя титануглеродных групп. Следует отметить, что для образцов, полученных при температуре синтеза (200 - 600 °С) на рентгенограмме присутствовали только линии металлического железа, т.е. полученный при этих температурах слой титануглеродных групп был рентгеноаморфный.

Слабые линии карбида титана появлялись только после проковки образцов при температуре 900 °С. Особенности структуры нанокристаллических материалов (размер зерен, значительная доля границ раздела и их состояние, пористость и другие дефекты структуры) определяются методами их получения и оказывают существенное влияние на их свойства.

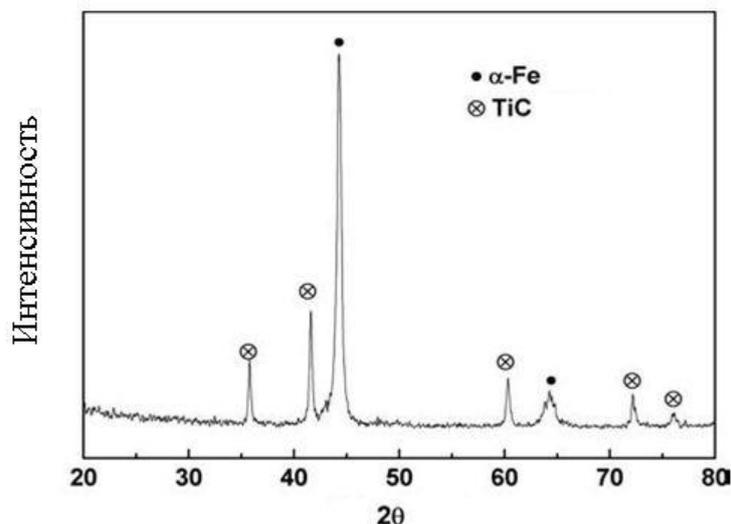


Рис. 6. Рентгенограмма образца дисперсного железа с титанкарбидными наноструктурами после обработки железных частиц 10 циклами реакций МН и прокаленным при 1100 °С.

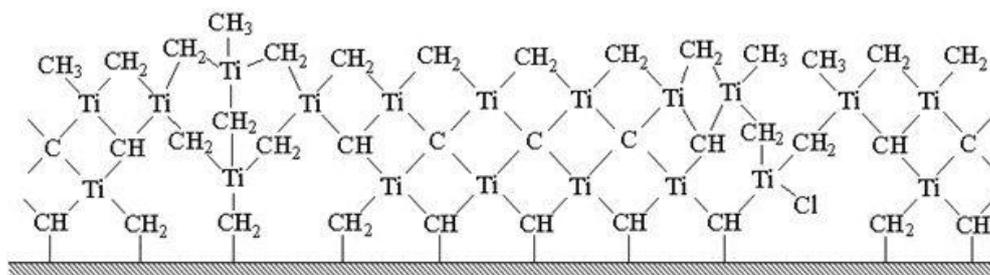


Рис. 7. Схема строения образцов нанослоя титануглеродных групп после проведения процесса молекулярного наслаивания при последовательной циклической подаче тетрахлорида титана и метана (реакции (3а)–(3д)).

С уменьшением размера зерна повышается прочность с сохранением пластичности, проявляется эффект низкотемпературной и высокоскоростной сверхпластичности, наблюдается изменение физических свойств.

3.6. Изучение механических свойств массивного наноструктурированного металлического (на основе железа) композиционного материала со структурными нанонеоднородностями на основе TiC . Механические свойства наноматериалов существенно зависят от размера зерен. При больших размерах зерен рост прочности и твердости с уменьшением размера зерен обусловлен введением дополнительных границ зерен, которые являются препятствиями для движения дислокаций, а при малых паноразмерных зернах рост прочности обусловлен низкой плотностью существующих дислокаций и трудностью образования новых дислокаций [8].

Данные исследований механические свойства представлены в Таблице 2.

Для исследования механической прочности полученных образцов металлического (на основе железа) композиционного материала, структурированного наноструктурами карбида титана определяли предел прочности – временное сопротивление (σ_b) на настольной испытательной машине AG-50kNXD (Shimadzu) в ресурсном центре инновационных технологий композиционных материалов СПбГУ. Для сравнения в таблице также приведены механические свойства лучших сортов стали по [9].

Таблица 2. Исследование механических свойств, синтезированных композиционных материалов на основе железа с дисперсной фазой TiC .

№ образца	Состав композита	Предел прочности (временное сопротивление) σ_B , МПа
Приготовленные образцы		
1	100 % Fe	183
2	95.5 % Fe + 1.5 % TiC	800
3	97 % Fe + 3 % TiC	1130
4	90.5 % Fe + 9.5 % TiC	1370
5	84.5 % Fe + 15.5 % TiC	1460
6	74.5 % Fe + 25.5 % TiC	1390
Литературные данные [8]		
7	Сталь АС 14ХГН	1120
8	Сталь 50ХГ	1300
9	Сталь 12Х2Н4А	1130
10	Высокопрочная сталь	1500

Из таблицы следует, что механические свойства полученных композиционных материалов на основе железа с дисперсной фазой TiC сравнимы со свойствами лучших сортов стали, которые содержат много легирующих добавок. Таким образом, можно считать, что создание металлического (на основе железа) композиционного материала, структурированного наноструктурами карбида титана с использованием процесса поверхностного структурирования является перспективным направлением получения композиционных материалов нового поколения.

4. Заключение

С помощью разработанного авторами процесса наноструктурирования матрицы осуществлен синтез образцов наноструктурированного металлического композиционного материала со структурными неоднородностями на основе наноструктур TiC (10 - 50 нм), аморфной или кристаллической структуры в объеме металлической (железной) матрицы.

В работе на основе изучения механической прочности исследованы основные пути регулирования механических характеристик металлических материалов на основе железа с помощью процессов наноструктурирования металлической (железной) матрицы структурными неоднородностями на основе TiC , разного размера.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, соглашение 8575 от 13.09.2012 г.

Литература

- [1] V.M. Smirnov // *Russian Journal of General Chemistry* **72** (2002) 590.
- [2] V.B. Aleckovskii // *Macromolecular Symposia* **136** (1998) 1.
- [3] V.M. Smirnov, E.G. Zemtsova, P.E. Morozov, A.Y. Arbenin, A.S. Vinogradov // *Russian Journal of General Chemistry* **78** (2008) 2299.
- [4] V.M. Smirnov, E.G. Zemtsova, E.B. Ivanov, M.G. Osmolowsky, V.G. Semenov, I.V. Murin // *Applied Surface Science* **195** (2002) 89.

- [5] Ville Miiikkulainen, Markku Leskela, Mikko Ritala, Riikka L. Puurunen // *Journal of Applied Physics* **113** (2013) 021301.
- [6] Е.Г. Земцова, П.Е. Морозов, М.В. Власова, В.М. Смирнов // *Вестник СПбГУ, Сер. 4* **4** (2013) 68.
- [7] В.Г. Сыркин, *CVD-метод. Химическое парофазное осаждение* (Наука, Москва, 2000).
- [8] C.C. Koch, I.A. Ovid'ko, S. Seal, S. Veprek, *Structural Nanocrystalline Materials: Fundamentals and Applications* (Cambridge University Press, Cambridge, 2007).
- [9] Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин, *Материаловедение* (Химиздат, СПб, 2007).

**CREATION OF HETEROGENEITY
ON THE BASIS OF CARBIDE NANOSTRUCTURES
IN THE VOLUME OF METAL (IRON) MATRIX
FOR REGULATION OF MECHANICAL PROPERTIES**

E.G. Zemtsova^{*}, D.V. Yurchuk, V.M. Smirnov

Saint-Petersburg State University, Saint-Petersburg, 198504, Russia

*e-mail: ezimtsova@yandex.ru

Abstract. The process of nanostructuring of metal (iron) matrix including the directional design of carbide nanostructures on the surface of iron particles and obtaining of the compact (nonporous) material by the methods of powder metallurgy are considered. The obtained material can be thought of as the material type “frame in the frame” and represents the metal frame iron, reinforced carcass of the different chemical composition on the basis of carbide (*SiC*, *TiC*). This approach will solve the problem of creation of new generation of nanostructured metal (iron-based) materials with improved functional (mechanical) properties for various technical fields.

References

- [1] V.M. Smirnov // *Russian Journal of General Chemistry* **72** (2002) 590.
- [2] V.B. Aleckovskii // *Macromolecular Symposia* **136** (1998) 1.
- [3] V.M. Smirnov, E.G. Zemtsova, P.E. Morozov, A.Y. Arbenin, A.S. Vinogradov // *Russian Journal of General Chemistry* **78** (2008) 2299.
- [4] V.M. Smirnov, E.G. Zemtsova, E.B. Ivanov, M.G. Osmolowsky, V.G. Semenov, I.V. Murin // *Applied Surface Science* **195** (2002) 89.
- [5] Ville Miiikkulainen, Markku Leskela, Mikko Ritala, Riikka L. Puurunen // *Journal of Applied Physics* **113** (2013) 021301.
- [6] E.G. Zemtsova, P.E. Morozov, M.V. Vlasova, V.M. Smirnov // *Vestnik SPbU, Ser. 4* **4** (2013) 68.
- [7] V.G. Syrkin, *CVD Method. Chemical Vapor Deposition* (Nauka, Moscow, 2000).
- [8] C.C. Koch, I.A. Ovid'ko, S. Seal, S. Veprek, *Structural Nanocrystalline Materials: Fundamentals and Applications* (Cambridge University Press, Cambridge, 2007.)
- [9] Yu.P. Solntsev, E.I. Pryakhin, *Materials Science* (Chemistry Publishing House, Saint-Petersburg, 2007).