

СТРУКТУРНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ  
ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ НАНОРАЗМЕРНЫХ ФАЗ  
В ПРОЦЕССЕ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

© 2010 г. И. А. Курзина

Представлено академиком О.А. Банных 20.10.2009 г.

Поступило 20.10.2009 г.

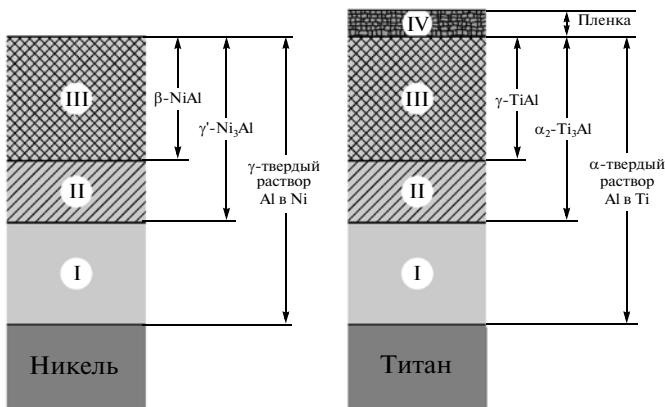
Поверхностные слои металлов, состоящие из интерметаллидов с наноразмерными параметрами зерен, могут интенсивно защищать объемный материал [1]. Повышение твердости, износстойкости и жаропрочности металлов, содержащих такие поверхностные слои, связано с уникальными физико-механическими свойствами интерметаллидных соединений и с размерными эффектами формируемых фаз [1–3]. Вnanoструктурных состояниях интерметаллиды обладают уже при средних и низких температурах хорошей пластичностью, что позволяет значительно улучшить механические свойства материалов [3]. Формирование интерметаллидных структур в поверхностных слоях металлов может быть успешно реализовано при воздействии на поверхность высокointensивных пучков [4]. Данный режим имплантации позволяет в условиях высоких плотностей ионного потока достигать высоких доз ионного легирования и температур облучаемой мишени, что может приводить к значительной толщине ионно-легированного поверхностного слоя с неоднородной градиентной структурой [4, 5]. Вопросы, связанные с физико-химическими механизмами формирования градиентных поверхностных структур в условиях высокointensивной ионной имплантации, остаются до конца не выясненными.

В данной работе формирование интерметаллидных фаз в поверхностных слоях никеля и титана осуществлялось посредством высокointensивной среднеэнергетической имплантации ионов Al на установке, оснащенной источником ускоренных ионов на основе непрерывного вакуумно-дугового разряда “Радуга-5” [5] при дозах облучения  $2.2 \cdot 10^{17}$ – $1.0 \cdot 10^{19}$  ион/см<sup>2</sup>. Исследовано влияние условий ионной имплантации на элементно-фазовый состав, локализацию фаз по глубине легированных слоев и структурные особенности модифицированных материалов. Установлено, что в

условиях высокointensивной имплантации ионов Al с энергией 40–70 кэВ в Ni и Ti формируются поверхностные ионно-легированные слои толщиной 1000 нм для Ni-Al-системы и 2600 нм для Ti-Al-системы, что в 10–70 раз превышает величину проективного пробега ионов алюминия (34 нм в Ni, 36 нм в Ti [3]). Максимальная концентрация внесенных легирующих элементов достигала 60–70 ат. %. Формирование поверхностных ионно-легированных слоев микронных толщин в условиях высокointensивной ионной имплантации обеспечивается высокими градиентами концентраций внедряемого элемента в поверхностном слое и высокими температурами, развивающимися в процессе ионной имплантации. Проведенные в работе исследования показали, что усиленный массоперенос в металлах при высокointensивной ионной имплантации может быть обусловлен увеличением подвижности диффундирующих атомов по мигрирующим протяженным дефектам структуры.

В условиях ионной имплантации происходят интенсивные процессы фазообразования интерметаллидных соединений состава NiAl и Ni<sub>3</sub>Al для системы Ni-Al; TiAl и Ti<sub>3</sub>Al для системы Ti-Al. Наблюдается образование твердых растворов переменного по глубине состава. Сформированные фазы интерметаллидов в поверхностных слоях металлов имеют средний размер зерен 20–70 нм и равномерно распределены по материалу. Необходимо отметить, что наряду с интерметаллидами в системе Ti-Al формируются оксидные и карбидные фазы различных модификаций.

Сопоставление концентрационных профилей внедренных элементов и результатов послойного исследования фазового состава методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгенофазового анализа с диаграммой состояния системы позволило установить места локализации фаз, формирующихся в условиях высокointensивной ионной имплантации. На рис. 1 представлена схема строения поверхностных ионно-легированных слоев никеля и титана. По мере удале-



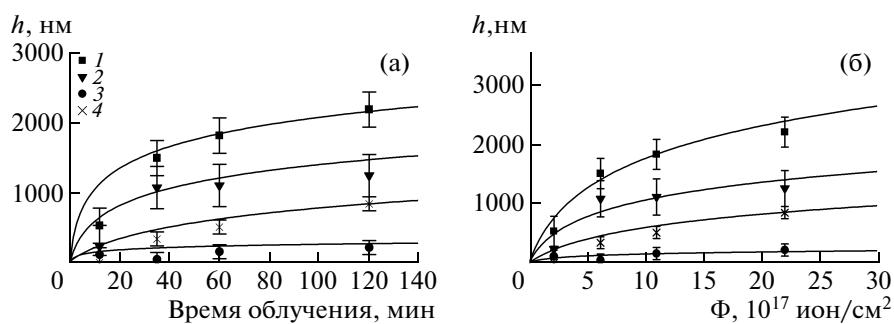
**Рис. 1.** Схема строения поверхностных ионно-легированных слоев никеля и титана, имплантированных ионами алюминия. Указаны области локализации формируемых фаз.

ния от поверхности наблюдается изменение основных структурных характеристик: концентрации легирующих элементов и примесей, фазового состава, плотности дефектов и их организации (субструктура), размеров субзерен и зерен. Градиентно-структурный имплантированный слой металлов состоит из трех зон, плавно переходящих друг в друга и различающихся фазовым составом: от облученной поверхности в глубь образца расположена трехфазная зона (III), содержащая фазы состава  $\text{MeAl}$ ,  $\text{Me}_3\text{Al}$  и твердый раствор  $\text{Al}$  в  $\text{Me}$  (где  $\text{Me} = \text{Ni}$  и  $\text{Ti}$ ); далее расположена двухфазная зона (II), содержащая фазы  $\text{Me}_3\text{Al}$  и твердый раствор  $\text{Al}$  в  $\text{Me}$ ; завершает область легирования однофазная зона (I), состоящая из твердого раствора  $\text{Al}$  в  $\text{Me}$  (рис. 1). В отличие от никеля в титановых образцах дополнительно формируется оксидно-карбидная пленка. Основные структурные параметры поверхностных слоев имплантированных металлов чувствительны к условиям имплантации. Толщина областей локализации фаз и формируемых многофазных слоев уве-

личивается при изменении времени имплантации и, соответственно, дозы облучения (рис. 2).

Градиентный фазовый состав имплантированных материалов приводит к неравномерному изменению функциональных свойств металлов по мере удаления от поверхности. Повышение механических свойств наблюдается в области, наиболее приближенной к поверхности, что обусловлено формированием трехфазной зоны, содержащей наноразмерные интерметаллидные фазы ( $\text{Me}_3\text{Al}$  и  $\text{MeAl}$ ) и твердые растворы  $\text{Al}$  в  $\text{Me}$ , а также образованием многокомпонентной защитной пленки для системы  $\text{Ti}-\text{Al}$ . В настоящем исследовании размер частиц интерметаллидов и содержащих их зерна твердого раствора составляет несколько десятков нм и всегда менее 100 нм. При низких и умеренных температурах такой мелкий размер зерен приводит к значительному упрочнению материала [1, 2]. Известно, что зернограничное упрочнение сильно возрастает при переходе от чистых металлов к упорядоченным сплавам и интерметаллидам. При размере зерна порядка 50–100 нм дополнительное упрочнение поверхностного слоя, состоящего из фаз  $\text{Me}_3\text{Al}$  и твердого раствора  $\text{Me}-\text{Al}$ , по соотношению Холла–Петча должно составить 3–4 ГПа. Теоретическая оценка повышения микротвердости материала, согласно соотношению Холла–Петча, экспериментально реализуется в условиях имплантации.

Таким образом, проведенные исследования показали, что в результате образования структурно-градиентных слоев никеля и титана, имплантированных ионами алюминия в режиме высокоинтенсивной среднеэнергетической имплантации, наблюдается изменение концентрации легирующего элемента, состава фаз и физико-химических свойств по мере удаления от поверхности и, как следствие, формирование стабильного материала, обладающего повышенной поверхностной твердостью.



**Рис. 2.** Зависимости толщин поверхностных слоев  $\text{Ti}$ , имплантированных ионами  $\text{Al}$ , от времени имплантации (а) и дозы облучения (б). 1 – имплантированный слой, 2 – однофазный слой (I), 3 – двухфазный слой (II), 4 – трехфазный слой (III).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Козлов Э.В., Жданов А.Н., Конева Н.А. // Физ. мезомеханика. 2007. Т. 10. № 3. С. 95–103.
2. Андриевский Р.А., Глезер А.М. // УФН. 2009. Т. 179. № 4. С. 337–358.
3. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni<sub>3</sub>Al и TiAl: микроструктура, деформационное поведение. Екатеринбург: УРО РАН, 2002. 358 с.
4. Диденко А.Н., Шаркеев Ю.П., Козлов Э.В., Рябчиков А.И. Эффекты дальнодействия в ионно-имплантированных металлических материалах. Томск: Изд-во НТЛ, 2004. 328 с.
5. Stepanov I.B., Ryabchikov A.I., Kozlov E.V. et al. // Rev. Sci. Instrum. 2006. V. 77. 03C115. <http://rsi.aip.org/rsi/copyright.jsp>.