

РАДИАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ ИЗМЕНЕНИЯ СВОЙСТВ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ВАНАДИЯ, ИМПЛАНТИРОВАННЫХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ИОНАМИ КСЕНОНА

М.В. Гольцев¹⁾, В. П. Гольцев²⁾, А. Хофман³⁾

<sup>1)Белорусский государственный медицинский университет,
пр. Дзержинского, 83, 220116, Минск, тел. (017)2719629, e-mail: mgoltsev@mail.ru</sup>

<sup>2)Белорусский государственный университет,
пр. Независимости, 4, 220030, Минск, Беларусь, тел. (017)2095134</sup>

^{3)Институт ядерной энергии, Сверк, Польша, e-mail: wanda.hofman@gmail.com}

Исследовано влияние облучения ионами ксенона с энергией 124 МэВ дозой 10^{13} см⁻² на структурно-фазовое состояние сплавов ванадия с небольшими добавками Ti, Al, Nb, Fe, Y, Zr и Mo. Используются методы рентгеноструктурного анализа и тесты на микротвердость. Показано, что при легировании, деформации, термическом воздействии и облучении в сплавах протекают радиационно-индуцированные процессы взаимодействия радиационных дефектов с примесными атомами, включающие распад растворов и выделение вторых фаз, приводящих к упрочнению материала.

Введение

Одним из перспективных материалов, который служит базовым для создания новых радиационно-стойких сплавов элементов установок термоядерного синтеза является ванадий [1]. Установлено, что под действием радиации возникают явления, которые могут вызвать изменения физико-химических свойств, включая упрочнение, охрупчивание, набухание, диффузионную ползучесть и др. [2].

Отметим, что для устранения повреждений целесообразно вводить различные стоки для радиационных дефектов. К числу таких приемов следует отнести оптимальное легирование, пластическую деформацию, термообработку [3].

Основная часть

Радиационное упрочнение изучалось на сплавах ванадия, содержащих Ti, Al, Nb, Fe, Y, Zr и Mo (табл. 1). Содержание наиболее вредных примесей – углерода, азота, кислорода в сплавах ванадия составляло 0,01...0,03% масс. Сплавы прокатывались до толщин 500 мкм, часть из которых подвергалась рекристаллизационному отжигу при температуре 1373 К в течение 1 часа.

Облучение образцов производилось на ускорителе тяжелых ионов У-300 ФЛЯР (г. Дубна) при температуре ~ 310 К ионами ксенона-129 с энергией 124 МэВ флюенсом $1 \cdot 10^{13}$ см⁻², что соответствовало дозе повреждения $D_{Xe} \sim 1,2 \cdot 10^{-2}$ с.н.а. при скорости генерации дефектов $\sim 10^{-7}$ с.н.а./с.

Микротвердость определялась при нагрузках 0,1...1,0 Н, что обеспечивало глубину индентирования в пределах $(0,3...0,5)R_p$. Проективный пробег R_p , согласно оценкам по программе TRIM, составлял 8,6 мкм.

Структурно-фазовый анализ проводился на дифрактометре ДРОН-3 на образцах, подвергнутых помтиплантационному отжигу от 573 до 923 К. При этом для оценки влияния остаточных напряжений II рода и областей когерентного рассеяния на упрочнение сплавов ванадия использовали метод аппроксимации.

В таблице 1 приведены значения микротвердости ванадия в исходном состоянии (H_0), после облучения ионами ксенона ($H_{обл.}$), соответствующие радиационно-термическому упрочнению в результате постимплантационного отжига ($H_{рт.}$) и обусловленные упрочнением при образовании твердого раствора ($H_{тр.}$) без эффекта старения.

Таблица 1. Микротвердость ванадия и его сплавов

Состав, ат. %	Микротвердость, ГПа			
	H_0	$H_{обл.}$	$H_{рт.}$	$H_{тр.}$
V	0,93	1,19	1,29	0,80
V+2,0Al	1,50	1,78	2,03	0,95
V+5,0Al	1,87	2,30	2,60	1,20
V+1,0Ti	1,30	1,89	2,63	0,89
V+2,0Nb	2,02	2,34	2,54	1,50
V+2,0Fe	1,61	1,81	2,02	1,30
V+0,2Ti	1,77	2,14	2,51	0,85
V+ 0,2Zr	1,33	1,65	1,93	0,90

При легировании химически менее активными, чем ванадий, элементами, эффект старения усиливается вследствие уменьшения растворимости примесей внедрения. Таким образом, можно предположить, что дополнительное упрочнение может складываться из радиационного и радиационно-термического, приводя либо к увеличению суммарного эффекта упрочнения, либо к разупрочнению. В последнем случае изменение микротвердости при отжиге связано с термическим возвратом свойств, обусловленным изменением структурно-фазового состояния (рис. 1).

Определение микротвердости ванадия и его сплавов после отжигов при 573...923 К в течение 1 часа позволило выявить новый пик радиационно-термического упрочнения, максимальное значение которого приходится на температуру 550 К (рис. 2).

Известно, что для эффекта дисперсионного твердения при радиационно-термическом упрочнении сплавов основными факторами, влияющими

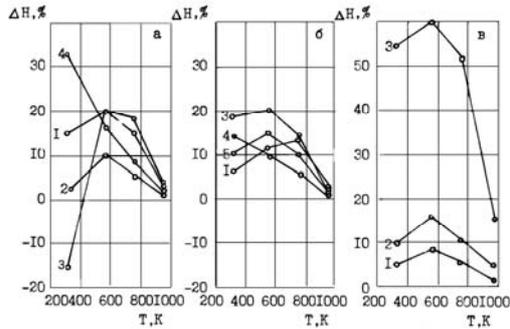


Рис. 1. Зависимость относительного изменения микротвердости ΔH рекристаллизованных образцов сплавов ванадия, облученных ионами ^{129}Xe от температуры отжига T . а) сплавы V+0,2Ti (1), V+0,2Zr(2), V+0,2Ti(3), V+0,3Y(4); б) сплавы V+2%Fe(1), V+2%Al(2), V+2%Nb(3), V+2%Mo(4) и в) сплавы V+1%Ti(1), V+5%Al(2), V+1%Ti+0,3%Y(3).

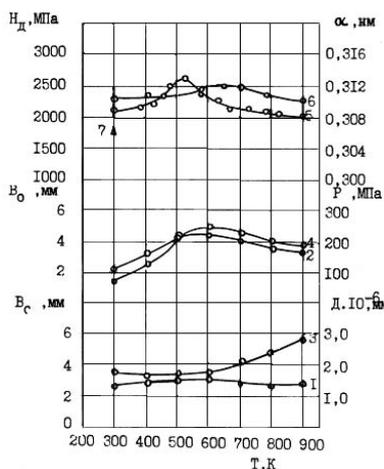


Рис. 2. Изменение ширины B_0 интерференционных линий (110) и (220), блоков мозаики D , микронапряжений II рода P , параметра решетки a , микротвердости H_D сплава ванадия с 0,2 масс.% Ti после облучения ионами ^{129}Xe ($E=124$ МэВ) в зависимости от температуры отжига. 1 – линия (110) $_{\alpha}$; 2 – линия (220) $_{\alpha}$; 3 – D ; 4 – P ; 5 – H_D ; 6 – a ; 7 – исходная микротвердость

ми на увеличение микротвердости при 500K являются размер упрочняющей фазы d , искажение упрочняющей решетки $\Delta a/a$ и областей когерентного рассеяния D . Внутренние напряжения оценивались по физическому уширению рентгеновских линий (221) или (220), субструктура (величина блоков) определялась по уширению линий (110).

Исходя из существующих моделей старения, разумно предположить следующие структурно-фазовые сопровождения радиационно-термическому упрочнению.

При 200...400 K образующие частицы второй фазы когерентно связаны с матрицей и мелкодисперсны. Рост количества упрочняющей фазы приводит к увеличению микротвердости с одновременным ростом микронапряжений II рода. При 450..650K происходит изменение блоков мозаики и появление дополнительных препятствий перемещению дислокаций. При 700 K и выше происходит рост частиц второй фазы, возможное растворение легирующих элементов с уменьшением упрочняющего эффекта.

Заключение

Исследовано радиационно-термическое упрочнение сплавов ванадия, представляющих практический интерес для образцов новой техники. Эффект радиационного упрочнения определяется в основном двумя факторами: свойством кристалла сплава с субструктурой его зерен.

Список литературы

1. Schieler P. Fundamental Problem of Materials Research for Fusion // Mater. Science Forh. – 1992. - V. 97-99. – P. 387-406.
2. Gold R.E., Harrod D.L. Radiation Effect in Vanadium and Vanadium-Base Alloys // Ins.Mat.Rev. – 1980. - 5-6. - P. 232-254.
3. Иванов Л. И. Исследование и разработка материалов для ПТС. – М.: Наука, 1981. - С. 165-169.

IRRADIATION EFFECTS CHANGES OF PROPERTIES IN VANADIUM-BASE ALLOYS IMPLANTED WITH HIGH ENERGY XENON IONS

M.V.Goltsev¹, V.P.Goltsev², A.Hofman³

¹Belarusian State Medical University

Dzerzynsky Ave., 83, Minsk, 220116, tel. (017)2719629, e-mail: mgoltsev@mail.ru

²Belarusian State University

Nezavisimosti Ave., 4, Minsk, 220050, Belarus, tel. (017)2095134

³Institute of Nuclear Energy, Swierk, Warszawa, Poland, e-mail: wanda.hofman@gmail.com

The effect of irradiation by ions of Xe with an energy 124 MeV and dose of 10^{13} cm⁻² on the structural-phase state of vanadium alloys with small additions of Ti, AL, Nb, Fe, Y, Zr and Mo has been researched. The methods of X-ray analysis and microhardness tests have been used. It is shown that the radiation-induced processes of interaction of radiation defects with impurity atoms, including the decay of solutions and the selection of second phases occur in the alloys after irradiation, strain and thermal exposure, that lead to hardening of the material.