

УДК 621.3.049.77

ДИНАМИКА НАПРЯЖЕНИЙ В ПЛЕНКАХ МЕТАЛЛОВ НА КРЕМНИИ ПРИ ВАКУУМНОЙ ТЕРМООБРАБОТКЕ

© 2021 г. В. Н. Джуплин^а, В. С. Климин^а, Ю. В. Морозова^а*, А. А. Резван^а, З. Е. Вакулов^б, О. А. Агеев^а

^аИнститут нанотехнологий, электроники и приборостроения, Южный федеральный университет, ул. Шевченко, 2, Таганрог, 347928 Россия

^бФедеральный исследовательский центр Южный научный центр Российской академии наук, пр. Чехова, 41, Ростов-на-Дону, 344006 Россия

*E-mail: ulamrzv@gmail.com

Поступила в редакцию 19.01.2021 г.

После доработки 19.06.2021 г.

Принята к публикации 25.06.2021 г.

Изучено влияния вакуумной термообработки пленок металлов на поверхности кремниевых подложек на их морфологию, взаимодействие с подложкой, динамику макронапряжений в системе пленка – подложка и возможность дефектообразования. Экспериментальные исследования выполнены для пленок ванадия, хрома, тантала, никеля и титана. Определены закономерности влияния режимов термообработки на характеристики получаемых пленок. Показано, что наиболее перспективным для формирования термостойкой металлизации ИМС являются пленки тантала в связи с отсутствием в них больших напряжений до 850°C и нейтральностью по отношению к кремниевой подложке.

DOI: 10.31857/S0544126921060053

1. ВВЕДЕНИЕ

Тонкие пленки металлов с различными свойствами и структурой применяются практически во всех областях современной науки и техники. Однако одно из основных применений связано с производством интегральных микросхем, полупроводниковых приборов, элементов СВЧ техники, пленочных резисторов и конденсаторов и др. [1].

Главным требованием к данным структурам является сохранение работоспособности пленочных структур при эксплуатации, в том числе в экстремальных условиях. Возникающее на этапе формирования пленки внутренние механические напряжения, а также напряжение, возникающее на протяжении срока службы, могут привести к деформации тонких пленок или их разрушению. Поэтому проблема изучения динамики напряжений в тонких пленках металлов остается актуальной и в настоящее время [2].

Одним из актуальных применений пленочных структур является выращивание углеродных нанотрубок методом плазменного газозаонового химического осаждения, при котором требуется предварительное формирование каталитических центров из тонких пленок металлов никеля, палладия, титана, хрома, ванадия, тантала на поверхности кремниевых подложек при отжиге в температурном диапазоне 800–1300 К [2–6]. Металл пленки при этом взаимодействует с материалом подложки, в процессе нагрева и охлаждения в них

возникают напряжения растяжения и сжатия, что может вызвать дефектообразование в пленках и подложках монокристаллического кремния [7, 8]. Цель данной работы – изучение влияния вакуумной термообработки структур из пленок перечисленных металлов на поверхности кремниевых подложек на морфологию поверхности пленок, взаимодействие с подложкой, динамику макронапряжений в системе пленка – подложка и возможность дефектообразования в кремнии.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Пленки никеля, палладия, ванадия, хрома, титана толщиной 0.4–0.8 мкм были получены методом вакуумного термического распыления (давление – 2×10^{-5} мм рт. ст.), пленки тантала получены методом электронно-лучевого испарения. В оборудовании в качестве подложки использовались пластины кремния с ориентацией (111) и толщиной 70–80 мкм.

Контроль напряжений проводился непосредственно в процессе нагрева и охлаждения структуры оптическим способом – радиус кривизны определялся по изменению фокусного расстояния отраженного от образца пучка света.

Напряжения в пленке оценивались по формуле [5]:

$$\sigma = \frac{Ed^2}{6rt}, \quad (1)$$

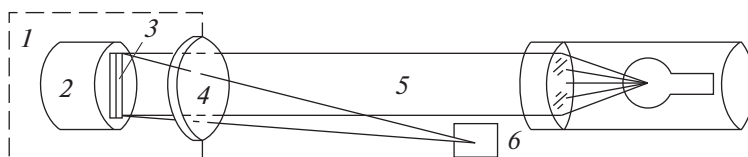


Рис. 1. Схема установки для контроля напряжений при термообработке: 1 – вакуумная камера; 2 – подогревной стол; 3 – образец; 4 – окно; 5 – параллельный световой пучок с плоским фронтом волны; 6 – экран.

где E – модуль Юнга подложки; d – толщина подложки; t – толщина пленки; r – радиус кривизны образца, определяемый как $f = r/2$; f – фокусное расстояние.

Схематическое изображение установки для контроля напряжений представлено на рис. 1 [4].

Для определения величины модуля Юнга E структур использован метод нагруженной консоли с рабочим соотношением для ее прогиба [6]:

$$E = \frac{pl^3}{3Jy}, \quad (2)$$

где y – высота прогиба консоли; p – вес изгибающего груза; $J = bh/12$ – осевой момент инерции; b и h – ширина и толщина консоли.

В экспериментах использовались образцы структуры кремний – металл шириной 3 мм и длиной 30 мм, при этом пленка металла ориентировалась навстречу световому пучку, чтобы нагрев происходил со стороны кремниевой подложки.

Контроль температуры проводился термопарами и пирометрически.

Толщину пленок и рельеф их поверхности контролировался с помощью микроинтерферометра МИИ-4 и микроскопа МИМ-7.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Зависимости напряжений от температуры $\sigma = f(T)$, полученные при нагреве и охлаждении образцов со скоростью 20 град/мин, представлены на рис. 2. Первые точки зависимости при нагреве соответствуют значениям напряжений в пленках после напыления. Для всех металлов, кроме ванадия, построены зависимости при нагреве (1) и охлаждении (2). Пленки ванадия при нагреве до 700°C отслаивались, и напряжений при охлаждении не возникало.

Для всех исследованных структур температурная зависимость напряжений является комплексной. Это вызвано тем, что в конденсированных пленках действуют различные источники напряжений: разность термического расширения пленки и подложки, упорядочение структуры пленки вследствие объединения микропор и выхода вакансий на поверхность, рекристаллизация, фазовые превращения и т.д. [7–9].

Для пленок ванадия (рис. 2а) можно предположить преимущественное влияние на напряже-

ния изменений структуры металла. Пленки ванадия для исследований напылялись со скоростью выше 0.5 мкм/мин, при температуре испарителя ~2300°C, в то время как при 1888°C давление его паров составляет уже 1×10^{-2} мм рт. ст. [10–12]. Такой режим напыления приводит к формированию в пленке мелких зерен [5] и появлению градиента напряжений по ее толщине, обусловленного интенсивным радиационным нагревом подложки со стороны испарителя [6]. Указанные факторы вызвали сжимающие напряжения в пленке после напыления и охлаждения ее до комнатной температуры.

Первоначальное сжатие – 36.5 кг/мм² при нагреве до 50°C незначительно возрастает, а затем в диапазоне температур 50–75°C уменьшается. Температуры 75–110°C сопровождаются резким уменьшением сжатия до нуля и появлением растягивающих напряжений до 90 кг/мм², т.е. происходит резкое необратимое уменьшение его объема. Охлаждение структуры до комнатной температуры не изменяет напряжений, что связано с изменением фазового состава в слое металла.

После нагрева до температур 650–660°C отслаивания пленки нет, но в ней после охлаждения до комнатной температуры появляются растягивающие напряжения (до 150 кг/мм²), превосходящие предел прочности объемного ванадия (40 кг/мм²) ирывающие пленку (рис. 3).

Зависимость напряжений от температуры для пленок хрома (рис. 2б), кроме проявления влияния рекристаллизации, интересна сходством в диапазоне температур 20–500°C с зависимостью временного сопротивления разрыву от температуры массивного хрома [11]. В интервале 20–300°C рост напряжений в пленках соответствует упрочению объемного хрома, значит, для пленок толщиной ~1 мкм заметно влияние прочностных свойств объемного металла, в отличие от пленок толщиной в сотни ангстрем, для которых разработаны известные в литературе модели источников напряжений [2, 6, 7]. После нагрева до 920°C и охлаждения ниже 500°C происходит растрескивание и отслаивание пленки хрома от кремниевой подложки, из-за чего напряжения при охлаждении перестают нарастать (рис. 2б).

В пленках тантала (рис. 2в) соответствие их свойств объемному металлу проявляется в одинаковом пороге температуры упрочения (300–320°C) и повышении напряжений [12]. Вместе с тем тантал, в отличие от ванадия и хрома, пластичный

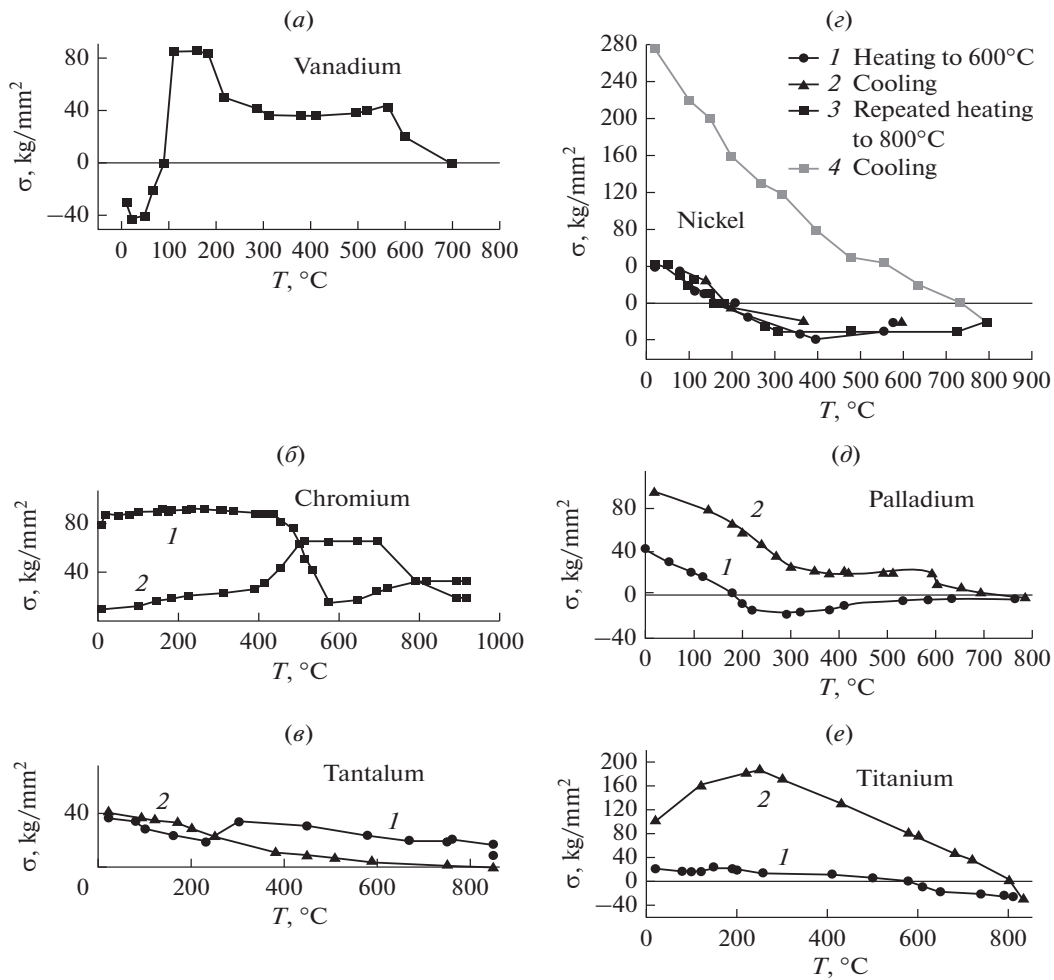


Рис. 2. Зависимости напряжений в пленках от температуры при нагреве (1) и охлаждении (2).

металл с экспоненциальной зависимостью прочностных свойств от температуры [13], поэтому в его пленках наблюдается плавное снижение напряжений при повышении температуры.

Образец кремний – тантал подвергался также двухэтапной термообработке: первый этап – нагрев до 500°C с последующим охлаждением; второй этап – нагрев до 980°C с последующим охлаждением. В этом случае характер зависимости $\sigma = f(T)$ (рис. 4) отличался отсутствием участка роста напряжений растяжения в диапазоне температур 300–370°C. При превышении 800°C напряжения растяжения в пленке резко снижались, доходили до нуля при 870–880°C, после чего появлялись напряжения сжатия. После 10-минутной выдержки при 925°C напряжение сжатия в пленке составляло 60 кг/мм². При последующем охлаждении радиус кривизны структуры снижался, что соответствовало снижению напряжений.

При нагреве системы кремний – тантал до 980°C зависимость $\sigma = f(T)$ в диапазоне температур от комнатной до 880°C подобна зависимости на рис. 4,

а в интервале 880–980°C сжатие в пленке достигало 120 кг/мм² без релаксации после охлаждения.

Фотографии поверхности пленок тантала на кремнии после отжига представлена на рис. 5.

Для выяснения влияния технологии нанесения, пленка тантала была сформирована в виде двух слоев через маску. Первый – на химически очищенную поверхность подложки, затем после пребывания на воздухе в течение суток напылялся второй слой через сдвинутую маску. Интерференционная картина отражает этот рельеф (рис. 5a), разная ширина уступов обусловлена неровностями маски. Анализ показал, что отжиг при температурах до 800°C существенно не изменяет морфологии поверхности пленок. При повышении температуры до 800°C и выше двухслойная часть покрытия начинает отслаиваться, из-за взаимодействия тантала с атомами газа, внедренными между слоями. В частности, из-за кислорода, который делает металл более хрупким [14]. При этом металл, лежащий одним слоем на Si, не претерпевает изменений и выдерживает отжиг до 1000°C (рис. 5z). Нарушение морфологии поверхности и увеличение тол-



Рис. 3. Морфология поверхности пленки ванадия после вакуумного нагрева до 660°C.

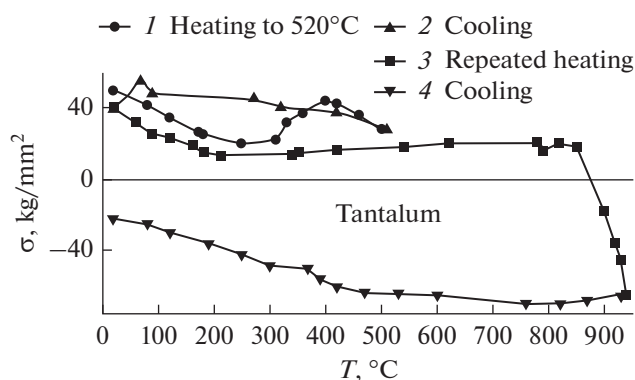


Рис. 4. Зависимость $\sigma = f(T)$ в системе Ta-Si.

щины пленки происходит после отжига при температуре выше 1000°C (рис. 5д).

Эффект монотонного снижения растягивающих напряжений при нагреве наблюдается в пленках более пластичных металлов: никеля, палладия и титана (рис. 2).

В сформированных пленках Ni формируются напряжения растяжения до 40 кг/мм², которые исчезают после нагрева до 200°C и снова появляются при охлаждении до комнатной температуры (рис. 2з). При нагреве выше 200°C развиваются напряжения сжатия, возрастающие при 400–420°C, и уменьшающиеся до величин, близких к нулю, при температурах в диапазоне 500–800°C. После выдержки в течение 10 мин при 800°C охлаждение шло по верхней кривой (рис. 2з), т.е. сопровождалось формированием растягивающих напряжений 270 кг/мм² при комнатной температуре.

Анализ влияния пленок никеля на структуру приповерхностной области кремния был проведен в нашей работе [9].

Анализ показал, что в диапазоне температур до 600°C при охлаждении и нагреве преобладают термические напряжения, поскольку у никеля и кремния значительно отличаются термический коэф-

фициент расширения (ТКР) (Ni – 14×10^{-6} град⁻¹, Si – 2.33×10^{-6} град⁻¹) [15].

Подобная зависимость $\sigma = f(T)$ наблюдается у пленок другого пластичного металла – палладия (рис. 2д). Вначале формируются напряжения растяжения, которые при 170°C исчезают, затем при 300°C формируются напряжения сжатия до 20 кг/мм² с последующей релаксацией до 4 кг/мм² при 750°C, охлаждение сопровождается ростом напряжений растяжения, составляющих более 100 кг/мм² при комнатной температуре.

Скорости снижения напряжений у пленок Ni и Pd при нагреве до 200–300°C приблизительно одинаковы, несмотря на различие их ТКР. Следовательно, не только термические механизмы ответственны за наблюдаемые эффекты, существенное влияние оказывают прочностные свойства металлов.

В пленках титана низкие начальные напряжения (рис. 2е) нельзя объяснить только термическими механизмами, так как термический коэффициент расширения Ti меньше, чем у Ni и Pd, но достаточен для возникновения напряжений до 40–50 кг/мм². Однако титан, как и ванадий – легко окисляющийся металл, и возникающие при получении его пленок внутренние напряжения сжатия частично компенсируют термические напряжения растяжения. Нагрев до 500°C приводит к снижению напряжений до нуля, а дальнейшее повышение температуры вызывает образование сжимающих напряжений, превышающих при 800°C величину первоначальных растягивающих напряжений (рис. 2е). При охлаждении образца в пленке формируются большие растягивающие напряжения. Обращает на себя внимание линейность зависимости $\sigma = f(T)$ на участке охлаждения от 850 до 240°C, а ниже 240°C происходит растрескивание пленки.

Изменения морфологии поверхности пленок Ti начинается после нагрева до 650–700°C в виде отслаиваний (рис. 6).

Анализ морфологии поверхности пленки тантала на кремнии после нагрева до 700°C (рис. 6а) показывает, что при этой температуре начинается взаимодействие пленки с подложкой (указано стрелкой), при этом появляются области отслоившейся пленки, изогнувшейся на 2.5 мкм под действием напряжений сжатия при высоких температурах, а затем разорванной при охлаждении. Пленка титана после нагрева до температур 800°C показывает взаимодействие с Si практически по всей площади подложки (рис. 6б).

Полученные зависимости $\sigma = f(T)$ позволяют определить ТКР материалов пленки при известном значении ТКР кремния, согласно соотношению [16, 17].

$$\sigma_{\text{терм}} = \frac{E}{1-\nu}(\alpha_1 - \alpha_2)\Delta T, \quad (3)$$

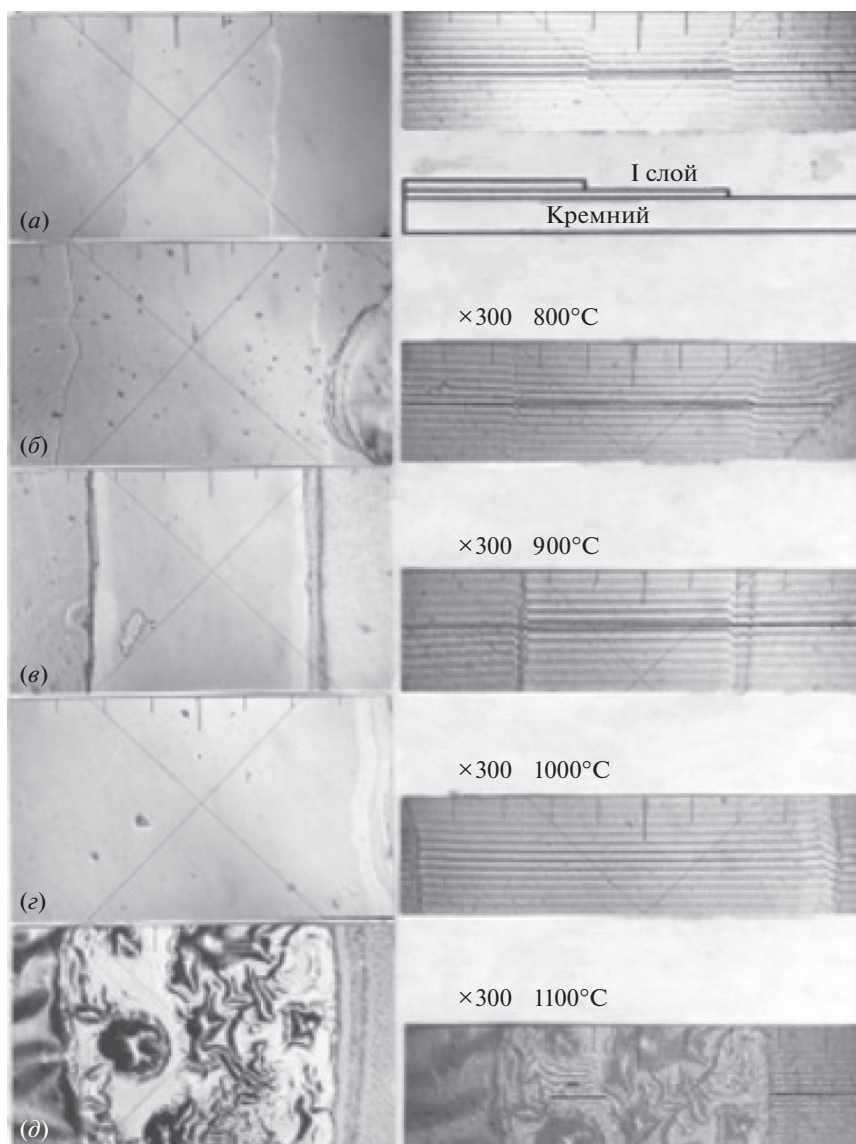


Рис. 5. Топология изменения поверхности пленок тантала на кремнии после нагрева.

где α_1 и α_2 — термические коэффициенты расширения пленки и подложки; ΔT — диапазон температур; E и ν — модуль Юнга и коэффициент Пуассона материала пленки.

При расчетах использовались упругие константы объемных металлов, полученные результаты расчетов представлены в табл. 1.

Анализ полученных результатов (табл. 1) показал, что пленки Pd, Ti и Ni имеют ТКР больше, чем у соответствующих объемных материалов. Для этих пленок характерно возрастание величины ТКР при охлаждении, вследствие формирования силицидов, за счет химического взаимодействия при диффузии материала пленки в кремний. Значения ТКР, полученные при охлаждении, близки к литературным данным по ТКР силицидов соответствующих металлов. Кроме того, ли-

тературным данным соответствует и характер зависимости коэффициентов расширения силицидов от температуры. Так, согласно [18], в диапазоне 20–1070°C ТКР силицидов титана не зависят от температуры, что объясняет полученную линейную зависимость $\sigma = f(T)$ пленок титана при охлаждении (рис. 2б).

Рассмотренные эффекты возрастания ТКР при нагреве и достижения ими высоких значений при охлаждении отсутствуют в пленках тантала, известного слабым взаимодействием с кремнием [15]. При нагреве до температур 800–850°C и выше на границе раздела тантал–кремний могут образоваться силициды, но их ТКР мало отличается от ТКР объемного тантала [19]. Начало диффузии кремния в тантал можно отнести к 870–900°C, когда на зависимости $\sigma(T)$ наблюдается смена знака и появление напряжений сжатия в пленке (рис. 4).

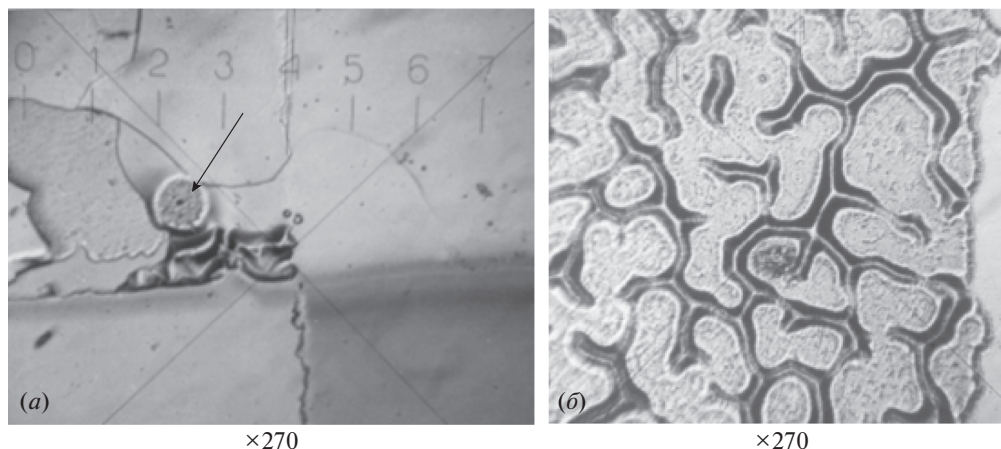


Рис. 6. Морфология поверхности пленок титана на кремнии после отжига при 700°C (а) и 800°C (б).

Полученные экспериментальные зависимости $\sigma = f(T)$ объясняются также зависимостями прочности металлов от температуры. Согласно данным [11] хрупкие металлы в диапазоне температур $(0.7-0.9)T_{pl}$ увеличивают свою прочность, а затем возвращаются на экспоненциальную зависимость, тогда как пластичные металлы в этом диапазоне температур плавно уменьшают прочность от максимального значения до минимального. Эффект увеличения прочности хрупких металлов связан с *залечиванием* микротрещин при высокой диффузионной подвижности атомов [20, 21]. После достижения максимума прочности, с дальнейшим ростом пластичности и увеличением скорости разупрочняющих процессов по мере нагрева их прочность уменьшается, как у пластичных металлов.

Характер влияния температуры на прочность объемных металлов подобен зависимостям $\sigma = f(T)$, полученным в наших экспериментах. Например, в пленках ванадия напряжение при $T \approx 450^\circ\text{C}$ соответствует увеличению временного сопротивления растяжению кальциотермического объемного ванадия (рис. 7). Зависимость $\sigma = f(T)$ пленки ванадия при повторном нагреве не имеет указанного пика,

но соответствует зависимости $\sigma_B = f(T)$ объемного ванадия высокой чистоты (выше 99.9%) [22].

Рост напряжений в пленках Cr (рис. 2б) соответствует упрочнению объемного хрома при нагреве в диапазоне температур до 400°C (рис. 7в).

Представленные на рис. 2 и 4 зависимости $\sigma = f(T)$ пленок тантала на кремнии во многом сходны с видом зависимости для объемного тантала (рис. 7), полученного дуговой плавкой [22].

Порог температур упрочнения тантала в наших зависимостях при $T \approx 300^\circ\text{C}$ (рис. 2в, рис. 4), близок к литературным данным для объемного металла (320°C) [15]. Последующий нагрев до 700°C ведет к снижению напряжений в пленках и в объемном металле (рис. 4). Повторный отжиг пленок тантала не сопровождается упрочнением (рис. 4), что соответствует зависимости $\sigma_B = f(T)$ дважды спеченного объемного тантала (рис. 7б).

Зависимость $\sigma = f(T)$ пленок титана (рис. 2в) и объемного титана (рис. 7) имеют общее плавное снижение прочности в диапазоне температур до 500°C. Сравнительно низкие напряжения в пленках палладия (рис. 2д) и их быстрое уменьшение с нагревом подобны зависимости $\sigma = f(T)$ объемного палла-

Таблица 1. Термические коэффициенты расширения пленок ($\times 10^{-6}$ град $^{-1}$)

Металл	Вид обработки	Диапазон температур, °C				Объемный металл [9]	Силициды металлов [13]
		20–90	100–190	200–290	300–400		
Ta	Нагрев	6.3	6.1	3.5		6.5	5.5–8.9
	Охлажд.	6.9	7.1	6.9	6.7		
Pd	Нагрев	14.5	21.8	0.7		9.5	
	Охлажд.	13.5	18.3	17.8	11.4		
Ti	Нагрев	5.1	5.3	5.8	6.0	8.5	8.8–11.0
	Охлажд.				25.0		
Ni	Нагрев	9.7	10.4	10.0	6.7	13.0–15.0	9.0–19.0
	Охлажд.	19.3	23.6	16.4			

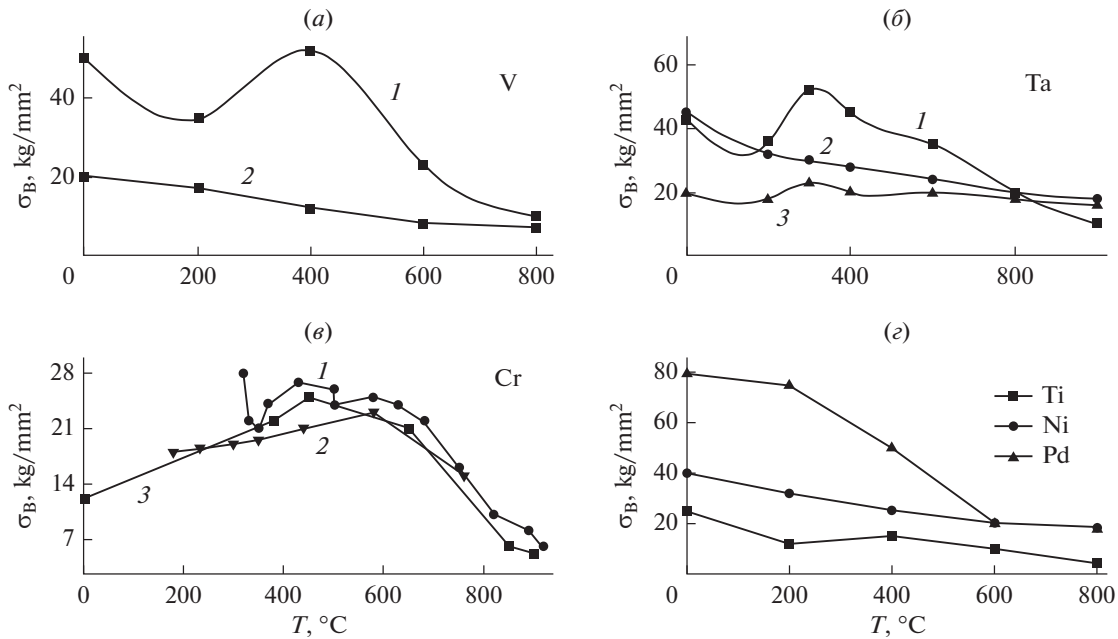


Рис. 7. Зависимости прочности объемного металла (а)–(г) от температуры: (а) – ванадий (1 – кальциотермический, 2 – высокой чистоты); в – хром в рекристаллизованном (1) и кованном (2, 3) состояниях; (б) – тантал (1 – дуговой плавки и спеченный, 2 – дважды спеченный, 3 – после электронно-лучевой или зонной плавки) [22].

дия (рис. 7г) с его возрастающей при нагреве пластичностью. Плавное снижение до нуля напряжений в пленках Ni (рис. 2г) соответствует характеру зависимости $\sigma = f(T)$ объемного никеля (рис. 7г).

Таким образом, если при низких температурах в процессе нагрева основное влияние на напряжения в пленках оказывают изменение структуры и прочности пленки, то при высоких температурах и при охлаждении – особенности взаимных диффузии и взаимодействия металла и кремния. Начало процессов диффузии соответствует напряжениями сжатия на зависимостях $\sigma(T)$. Наибольшие напряжения сжатия обнаружены в системе кремний–никель, для нее характерны и наибольшие растягивающие напряжения после охлаждения до комнатной температуры. Дефектообразование в кремнии под пленками никеля рассмотрено нами в [4].

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. В пленках никеля, палладия и титана на кремнии на этапе нагрева снижение растягивающих и появление сжимающих напряжений обусловлено процессами термического расширения из-за различий ТКР.

У пленок ванадия, хрома и тантала зависимости напряжений от температуры при нагреве до 700–800°C соответствуют не термической модели, а зависимостям прочности объемных металлов от температуры, т.е. термическое расширение влияет меньше, чем скорость уплотнения пленок из-за упорядочения структуры в процессе нагрева.

2. На этапе нагрева при температурах выше 400°C снижение прочности металлов, а также их диффузия в кремниевую подложку и пластическое течение ее приповерхностной области нейтрализуют появление напряжений сжатия в пленках никеля, палладия и титана. Охлаждение сопровождается формированием термических напряжений, связанных с появлением слоя силицидов металла и приповерхностным слоем кремния, насыщенным силицидами. Высокие численные значения напряжений после охлаждения образцов (Pd – 105, Ti – 170, Ni – 265 кг/мм²) свидетельствуют об изменении состава, ТКР и толщины приповерхностного слоя.

3. Анализ зависимостей $\sigma = f(T)$ и морфологии поверхности образцов позволяют оценить температуры начала взаимодействия металлов с кремнием: Ni – 400°C, Pd – 500°C, Ti – 750°C, V – 600°C, Cr – 700°C, Ta – 800°C. Причем Ni, Pd, Ti вжигаются в кремний, а Cr, V и Ta отслаиваются после диффузии и образования силицидов. Особенно наглядно это проявляется у ванадия после 700°C и у тантала после 1100°C. Пленка тантала, насыщенная кремнием, не теряет пластичности и коробится от сжимающих ее напряжений.

Установлены предельные температуры нагрева пленок металлов на кремнии (V – 550°C; Ti – 600°C; Pd – 450°C; Ni – 350°C; Cr – 500°C; Ta – 700°C), после которых охлаждение не сопровождается сильным ростом напряжений.

Анализ показал, что наиболее перспективны для формирования термостойкой металлизации пленки тантала в связи с отсутствием в них значи-

тельных напряжений при нагреве до 850°C и отсутствием взаимодействия с кремниевой подложкой.

Кроме того, это позволяет поверх тантала нанести никель и использовать такую структуру для формирования каталитических центров, на которых выращивают углеродные нанотрубки методом плазменного газофазного химического осаждения [2, 14].

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 20-69-46076 – разработка методики определения напряжений в структурах, Гранта Президента № МК-477.2019.8 – исследование термической модели зависимости напряжений в тонких пленках, грантов РФФИ 18-29-11019 мк – исследование поведения материалов подслоя для последующего роста углеродных нанотрубок, 19-38-60052 – исследование формирования слоистых структур на кремнии с последующим отжигом. Результаты получены с использованием инфраструктуры научно-образовательного центра “Нанотехнологии” Южного федерального университета.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Mbam S.O., Nwonu S.E., Orelaja O.A., Nwigwe U.S., Gou X.F.* Thin-film coating; historical evolution, conventional deposition technologies, stress-state micro/nano-level measurement/models and prospects projection: a critical review // *Materials Research Express*. 2019. V. 6. № 12.
2. Нанотехнологии в микроэлектронике / Под ред. Агеева О.А., Коноплёва Б.Г. М.: Наука, 2019. 511 с. ISBN 978-5-02-040201-0.
3. *Klimin V.S., Rezyan A.A., Morozova, J.V.* Critical pressure during the formation of carbon nanotubes by the method of plasma chemical vapor deposition // *J. Physics: Conference Series*. 2019. V. 1410(1). № 012035. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1410/1/012035>
4. *Klimin V.S., Rezyan A.A., Morozova J.V.* Formation of catalytic centers for the growth of carbon nanostructures for nanophotonics devices // *J. Physics: Conference Series*. 2019. V. 1410(1). № 012164. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1410/1/012164>
5. *Morozova J.V., Klimin V.S., Rezyan A.A.* Application of carbon nanoscale materials in instrument structures sensitive to the gas atmosphere // *J. Physics: Conference Series*, 2020. V. 1695(1). P. 012027.
6. *Klimin V.S., Lisitsyn S.A., Balakirev S.V., Avilov V.I., Konoplev B.G., Ageev O.A.* Study of Nanoscale Profiling Modes of GaAs Epitaxial Structures by Focused Ion Beams // *Nanotechnologies in Russia*. 2018. V. 13(1–2). P. 26–33. <https://doi.org/10.1134/S199507801801007X>
7. *Klimin V.S., Kots I.N., Tominov R.V., Rezyan A.A., Ageev O.A., Vakulov Z., Zybova T.A., Abramovich T.S.* Application of the Atomic Layer Etching technique to remove broken layers after plasma-etched GaAs surface treatment // *J. Physics: Conference Series*. 2020. V. 1695(1). № 012199. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1695/1/012028>
8. *Шугуров А.Р., Панин А.В.* Механизмы возникновения напряжений в тонких пленках и покрытиях // *Журн. технической физики*. 2020. Т. 90. № 12. С. 1971.
9. *Джуплин В.Н.* Дефектообразование в кремнии под пленками никеля при термообработке // *Известия ТРТУ. Тематич. Выпуск. Материалы ВИМНТК “Актуальные проблемы твердотельной электроники и микроэлектроники – ПЭМ – 99”*. 2000.
10. *Плюснев Н.И.* Металлические нанопленки на монокристаллическом кремнии: рост, свойства и применение // *Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники*. 2015. Т. 18. № 2. С. 81–94.
11. *Xue M.L., Bin Z., Guang P.Z.* Fatigue of metals at nanoscale: Metal thin films and conductive interconnects for flexible device application // *Nano Materials Science*. 2019. V. 1. Is. 3. P. 198–207.
12. *Бабушкин А.С., Уваров И.В., Амиров И.И.* Влияние низкоэнергетической ионно-плазменной обработки на остаточные напряжения в тонких пленках хрома // *Журн. технической физики*. 2018. Т. 88. № 12. С. 1845–1852.
13. *Дюжев Н.А., Дедкова А.А., Гусев Е.Э., Новак А.В.* Методика измерения механических напряжений в тонких пленках на пластине с помощью оптического профилометра // *Известия высших учебных заведений. Электроника*. 2016. Т. 21. № 4. С. 367–372.
14. *Агеев О.А., Ильин О.И., Климин В.С., Коноплев Б.Г., Федотов А.А.* Исследование режимов формирования каталитических центров для выращивания ориентированных массивов углеродных нанотрубок методом PECVD // *Химическая физика и мезоскопия*. 2011. Т. 13. № 2. С. 226–231.
15. *Захарова М.А., Кудрявцева В.Л., Чудинова Е.А., Ерофеева Г.В.* Тепловое расширение тонких пленок различной структуры при нагревании // *Современные наукоемкие технологии*. 2015. № 2. С. 58–63.
16. *Абызов А.М.* Тонкие пленки оксидов титана, хрома, циркония, олова, полученные из раствора // *Журн. прикладной химии*. 2017. Т. 90. № 7. С. 869–876.
17. *Forschelen P.J.J., Suiker A.S.J., van der Sluis O.* Effect of residual stress on the delamination response of film-substrate systems under bending // *International J. Solids and Structures*. 2016. V. 97–98. P. 284–299.
18. *Попов Д.Ю.* Исследование влияния температуры на контактные явления в тонких пленках // *Наука настоящего и будущего*. 2019. Т. 3. С. 31–33.
19. *Алмаев А.В., Кушнарев Б.О., Черников Е.В., Новикова В.А.* Синтез и газовая чувствительность тонких пленок оксида хрома // *Журн. технической физики*. 2020. Т. 46. № 20. С. 35–37.
20. *Jonathan J.C., Grygory A., Anny M., Christiane J.* On the origin of the metastable β -Ta phase stabilization in tantalum sputtered thin films // *Acta Materialia*. 2017. V. 126. P. 481–493.
21. *Григорьева А., Иванов А., Ильин В., Лучинин В.* Вакуумная электроника: резонанс или стагнация // *Наоиндустрия*. 2018. Т. 11. № 5. С. 356–368.
22. *Тихонов А.С., Осипов В.Г., Булат С.И.* Деформируемость металлов и бинарных сплавов. М.: Наука, 1971.