

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА ПРОЦЕССЫ МЕХАНИЧЕСКОЙ РЕЛАКСАЦИИ В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ ВНЕДРЕНИЯ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ

*В.Е.Бахрушин, А.Ю.Чириков**

*Гуманитарный университет "Запорожский институт государственного и муниципального управления" (bakhrushin@zismg.zp.ua, тел./факс 0612-639973);
Запорожский государственный университет (Alex_otomy@mail.ru)

Досліджено вплив різноманітних видів обробки на температурні залежності внутрішнього тертя сплавів проникнення на основі ніобію. Показано, що на релаксаційних спектрах сплавів, які пройшли високотемпературну обробку, можуть з'являтися додаткові максимуми внутрішнього тертя, обумовлені взаємодією атомів проникнення з дефектами ґратки.

Исследовано влияние различных видов обработки на температурные зависимости внутреннего трения сплавов внедрения на основе ниобия. Показано, что на релаксационных спектрах сплавов, прошедших высокотемпературную обработку, могут появляться дополнительные максимумы внутреннего трения, обусловленные взаимодействием атомов внедрения с дефектами решетки.

Effect of different treatments on temperature dependencies of niobium-based interstitial alloys internal friction was investigated. It was shown that additional internal friction maxima might occur on relaxation spectra of alloys, which had been treated at high temperatures due to interaction of interstitial atoms with lattice defects

Введение

Благодаря удачному сочетанию высоких механических, электрических и технологических свойств, коррозионной стойкости, сверхпроводимости ниобий и сплавы на его основе широко используются в качестве конструкционных и функциональных материалов в электротехнике, электронике, приборостроении, химическом машиностроении и других областях современной техники. Особое место среди них занимают сплавы внедрения, в которых наблюдается существенное упрочнение в результате блокировки движения дислокаций примесями внедрения или мелкодисперсными выделениями оксидов, нитридов и карбидов. При изготовлении таких сплавов предъявляются повышенные требования к содержанию примесей внедрения, поэтому их получение обычно включает стадию дегазации и последующее контролируемое введение заданной примеси. Эти процессы проводятся при температурах выше 1700...2200 К и сопровождаются изменениями структуры сплава вследствие рекристаллизации, а также образования и движения дислокаций и других дефектов, способных взаимодействовать с атомами внедрения. Такое взаимодействие может вызывать перераспределение примесей между позициями различного типа - изолированный атом, атом в атмосфере дислокации, атом, связанный в комплекс с другим примесным атомом или точечным дефектом, и т.д. Это приводит к изменению поведения как примесей, так и взаимодействующих с ними дефектов. Поэтому при исследовании механизмов формирова-

ния физических свойств сплавов внедрения при высокотемпературных обработках необходимо знать характер распределения внедренных атомов между различными позициями. Эта задача может быть решена с помощью метода внутреннего трения, обладающего высокой чувствительностью к характеру окружения примесного атома внедрения в решетке ОЦК-металла.

В связи с этим целью данной работы являлось исследование влияния условий предварительной обработки образцов на релаксационные спектры внутреннего трения сплавов внедрения на основе ниобия.

Материалы и методика эксперимента

Ниобий и сплавы для исследования готовили электронно-лучевой плавкой с последующей холодной прокаткой слитков в лист до толщины 0,1 мм. По данным химического анализа содержание примесей в них составило (% по массе): С - 0,01; N - 0,005; O - 0,008; H - 0,001; W - 0,005; Mo - 0,006; Fe - 0,005; Ta - 0,008; Ti - 0,005; Si - 0,005.

Дегазацию образцов проводили на установке [1]. Она представляла собой герметично закрытую камеру, соединенную с системами напуска и дозировки газа, откачки и измерения давления. Вакуум контролировали ионизационной лампой ПМИ-2. Нагрев осуществлялся прямым пропусканием электрического тока через образец размерами 100×4×0,1 мм, который с помощью молибденовых зажимов закреплялся в молибденовых водоохлаждаемых токовово-

дах. Температуру образца определяли оптическим пирометром, градуированным по термпаре ВР5/ВР20, а также температурам плавления никеля и ниобия. Градуировку пирометра периодически проверяли. Погрешность определения температуры не превышала 20 К. Дегазацию образцов проводили в течение 5...180 мин в вакууме не хуже $2 \cdot 10^{-3}$ Па при температурах 2400...2600 К. Время нагрева образца до заданной температуры не превышало 1 мин. После дегазации образцы охлаждали отключением тока. При этом средняя скорость их охлаждения до температуры исчезновения свечения составляла около 500 К/с. Насыщение образцов азотом осуществляли на той же установке при температуре 2150 К и парциальном давлении азота 5...20 Па. Давление измеряли дифференциальным манометром на основе механотронного преобразователя перемещений с точностью ± 1 Па.

Измерения внутреннего трения и динамического модуля нормальной упругости осуществляли на установке [2] методами вынужденных и свободных колебаний вертикального консольно закрепленного образца при частоте 30...50 Гц. Температуру измеряли хромель-алюмелевой термпарой с ошибкой ± 1 К. Ошибка измерения высот максимумов внутреннего трения не превышала 15 %. Погрешность измерения абсолютной величины модуля нормальной упругости составляла 5...10 %, а ошибка его относительного изменения в пределах одного измерения не превышала 0,5 %. Все измерения проводили в вакууме не хуже $1 \cdot 10^{-2}$ Па. Изменение концентраций кислорода и азота в процессе измерения внутреннего трения не превышало 0,01 ат. %.

В исследуемой области получаемый релаксационный спектр внутреннего трения состоит из набора дебаевских пиков, соответствующих релаксации изолированных и связанных с другими дефектами примесных атомов кислорода, углерода и азота. Для анализа сложных релаксационных спектров и выделения элементарных пиков использовали пакет Origin 6,0, а также разработанную авторами программу, основанную на применении линейного метода наименьших квадратов [3].

Корректность разложения реальных спектров проверяли по методу [4]. Для этого находили среднеквадратичное отклонение экспериментальных точек от суммы полученных пиков Δ_1 и среднеквадратичную ошибку определения экспериментальных точек Δ_2 . Числа степеней свободы принимали равными числу экспериментальных точек, а уровень значимости - 0,95. Разложение спектра считали корректным, если

$$\Delta_1^2 / \Delta_2^2 \leq F \text{ и } \Delta_2^2 / \Delta_1^2 < F ,$$

где F - критерий Фишера для заданных уровня значимости и числа степеней свободы. Нарушение первого условия свидетельствовало о недостаточности принятого при анализе числа пиков, а нарушение второго - о неоправданно большом числе пиков.

Металлографическое исследование образцов проводилось на оптическом микроскопе НЕОРНОТ-2 и растровом электронном микроскопе JSM-35. Вольфрам и гафний равномерно распределены по поверхности образца. Выделений и сегрегации примесей на границах зерен не выявлено. Структура образцов была хорошо выявлена вакуум-травлением в процессе дегазации. На поверхности образцов имеется большое число ограненных ямок. Согласно [5] они образуются в процессе дегазации в местах выхода дислокаций в результате сублимации ниобия и его летучих оксидов. В нашем случае протекании сублимации подтверждалось образованием налета на стенках камеры, где проводилась дегазация. Определенная таким способом плотность дислокаций в ниобии составила $\sim 10^{11} \text{ м}^{-2}$, что соответствует обычным значениям для отожженных поликристаллов [6]. Введение в ниобий 2...12 ат. % вольфрама или 2...6 ат. % гафния приводит к повышению плотности ямок до $\sim 10^{12} \text{ м}^{-2}$. Легирование приводит также к повышению пористости от 0...2 до 5...12 % и уменьшению среднего размера зерна с 220 до 100 мкм в Nb-W и 5...10 мкм в Nb-Hf-сплавах.

Результаты и обсуждение

На температурных зависимостях внутреннего трения хорошо отожженных разбавленных твердых растворов внедрения на основе металлов с ОЦК-решеткой присутствуют пики Снука, которые появляются в результате релаксации внедренных атомов при приложении к образцу знакопеременных напряжений [7]. Одновременно в области релаксации Снука наблюдается спад динамического модуля нормальной упругости [8]. Легирование и различные обработки приводят к усложнению релаксационных спектров и температурных зависимостей динамических модулей упругости из-за уширения пиков Снука и протекания дополнительных процессов, связанных с релаксацией внедренных атомов, которые располагаются вблизи атомов легирующего элемента и структурных дефектов [3, 9, 10].

Нами были исследованы температурные зависимости внутреннего трения и динамических модулей нормальной упругости сплавов ниобий-азот, прошедших различную предварительную обработку. Полученные зависимости имеют сложный вид и не могут быть описаны в рамках модели идеального релаксационного процесса. Как видно из рис. 1, 2, закалка двойных сплавов ниобий-азот после насыщения приводит к заметному усложнению релаксационного спектра и сдвигу суммарного релаксационного максимума в область высоких температур. Такой же эффект дает и аналогичная обработка тройных сплавов ниобий-гафний-азот (рис. 3).

Наиболее вероятной причиной наблюдаемого эффекта является формирование структурных дефектов, с которыми могут взаимодействовать атомы внедрения. Вид релаксационного спектра закаленных образцов весьма чувствителен к последующим обработкам. В частности, их выдержка при комнат-

ной температуре и низкотемпературный 300...1100 К отжиг приводят к уменьшению высот пиков, вызванных закалкой и сдвигу суммарного максимума к температуре идеального пика Снука (рис. 4, 5). Одновременно изменяется характер температурной зависимости динамического модуля нормальной упругости твердого раствора (рис. 6).

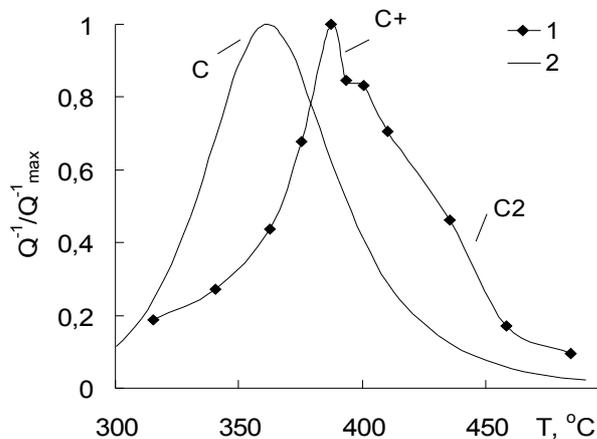


Рис. 1. Нормированное внутреннее трение сплава Nb - 0,2 ат.% N (1); 2 - расчетная температурная зависимость для случая идеального пика Снука при той же частоте колебаний образца

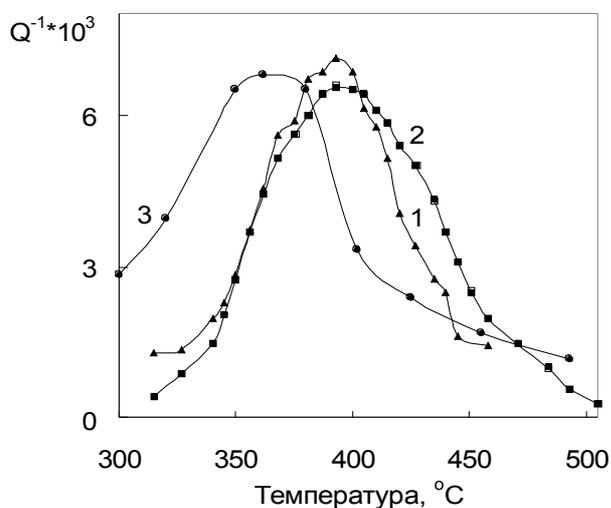


Рис. 2. Внутреннее трение сплавов Nb-0,25 ат.% N: 1 - дегазация при 2400 К, насыщение азотом при 2150 К, закалка; 2 - дегазация при 2400 К, насыщение азотом при 2150 К, выдержка при 1000 К, закалка; 3 (данные [11]) - дегазация и гомогенизация при 1973 К, насыщение азотом при 1973 К, закалка

Проведенный нами анализ показал, что в зависимости от характера предварительной обработки образцов спектры внутреннего трения сплавов ниобий-азот в области релаксации Снука представляют собой суперпозицию ряда элементарных пиков из

числа описанных ниже. Все элементарные пики имеют релаксационный характер и при повышении частоты колебаний образца смещаются в область высоких температур.

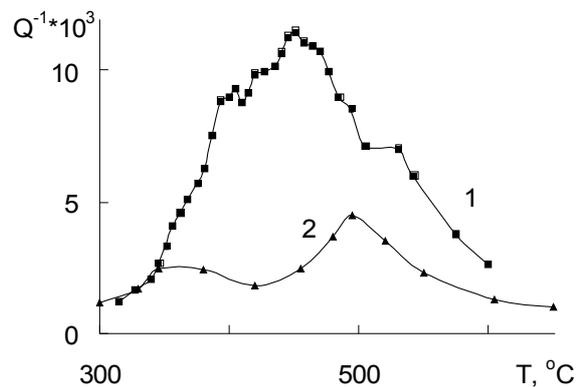


Рис. 3. Внутреннее трение сплавов Nb - 2 ат.% Hf - 0,4 ат.% N: 1 - дегазация при 2400 К, насыщение азотом при 2150 К, закалка; 2 (данные [11]) - дегазация и гомогенизация при 1973 К, насыщение азотом при 1973 К, закалка

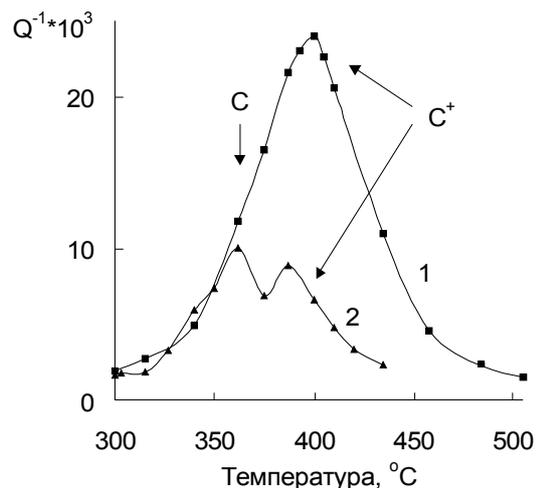


Рис. 4. Температурная зависимость внутреннего трения сплава Nb - 0,57 ат.% N (1 - измерения выполнены сразу после азотирования, 2 - повторное измерение)

С - пик. Наблюдается в большинстве образцов в виде основного максимума или перегиба на его низкотемпературной ветви (см. рис. 2, 4, 5) для всего исследованного диапазона концентраций азота (0,05...3 ат.%). Основным максимумом он является: а) после низкотемпературного (700...1000 К) насыщения образцов с последующим медленным охлаждением; б) после старения при 700...1000 К образцов, закаленных от более высоких температур. Высота С - пика в свежезакаленных от 2150 К образцах пропорциональна концентрации азота в твердом растворе. Энергия активации пика, определенная по формуле Верта-Маркса, составила $(1,55 \pm 0,02)$ эВ,

что совпадает с литературными данными об энергии активации снуковской релаксации азота в ниобии [7, 12]. В совокупности с приведенными выше данными это позволяет считать данный максимум азотным пиком Снука.

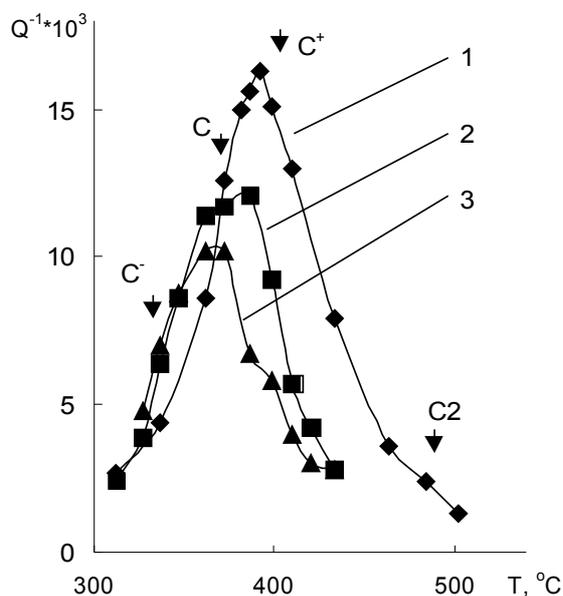


Рис. 5. Влияние старения закаленных образцов на температурную зависимость внутреннего трения сплава ниобий-азот: 1 - измерение после азотирования и закалки от 2150 К; 2, 3 - измерения через 4 года после азотирования (2 - при нагреве, 3 - при охлаждении)

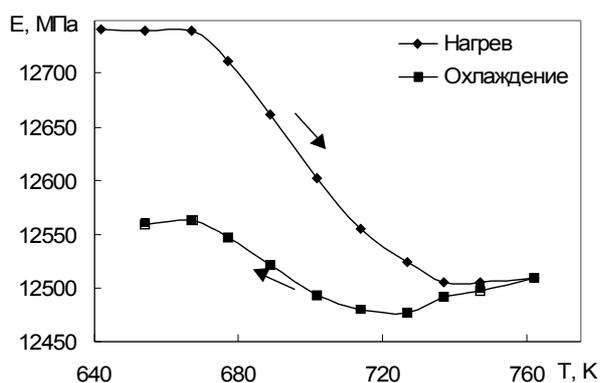


Рис. 6. Изменение динамического модуля нормальной упругости сплава ниобий-азот в цикле нагрев - охлаждение

C^+ -пик. Присутствует в большинстве образцов во всем исследованном диапазоне концентраций азота. Он является основным максимумом во всех свежезакаленных образцах (см. рис. 1, 2, 4, 5). Высота C^+ -пика в свежезакаленных от 2150 К образцах также

пропорциональна концентрации азота, а его энергия активации равна $(1,61 \pm 0,02)$ эВ.

C^- -пик. Присутствует в исходных (после прокатки) образцах, а также в образцах, прошедших низкотемпературный (1070 К) отжиг или закаленных от предплавленных (2500...2600 К) температур (рис.7). Энергия активации этого пика равна $(1,50 \pm 0,02)$ эВ. Аналогичный пик в области кислородной релаксации мы наблюдали в образцах, прошедших кратковременную высокотемпературную дегазацию и закаленных от предплавленных температур. Кислород был основной примесью внедрения в этих образцах. Энергия активации наблюдавшегося максимума $(1,09 \pm 0,02)$ эВ совпадает с полученной в [13] энергией активации релаксации атомов кислорода, входящих в состав комплексов атом кислорода-вакансия. Высота C^- -пика сильно зависит от условий обработки образцов и измерения внутреннего трения, поэтому исследовать ее зависимость от концентрации азота не удалось.

$C2$ -пик. Появляется при концентрации примесей внедрения выше 0,2...0,3 ат.% в виде уширения или перегиба на высокотемпературной ветви C или C^+ -пика (см. рис. 1, 2, 5). Высота пика в образцах, свежезакаленных от 2150 К, пропорциональна квадрату концентрации азота. Это указывает на то, что процесс обусловлен релаксацией N-N-пар. Однако энергия активации пика $(1,74 \pm 0,02)$ эВ существенно выше приводимого в литературе [12] значения 1,62 эВ. Можно предположить, что появление этого максимума связано с релаксацией пар атомов азота, находящихся в тех же условиях, что одиночные атомы, релаксация которых вызывает появление C^+ -пика.

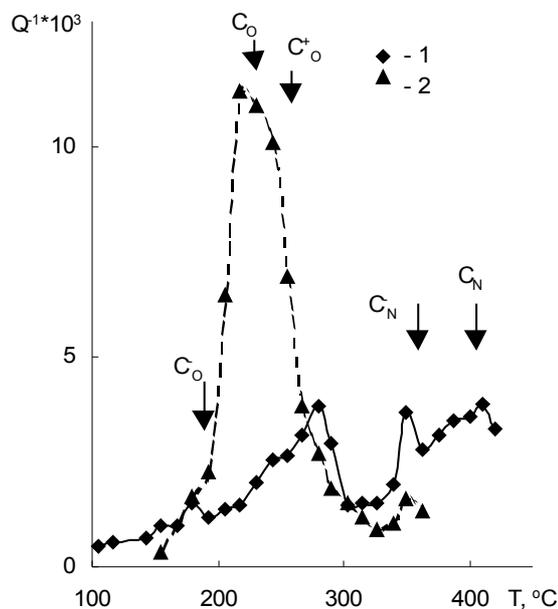


Рис. 7. Температурная зависимость внутреннего трения ниобия: 1 - исходных (после прокатки) образцов; 2 - образцов, прошедших низкотемпературный вакуумный отжиг (1070 К, 1 ч)

Кроме указанных пиков на отдельных образцах наблюдали также ряд максимумов, которые на основании литературных данных были идентифицированы как снук - кестеровский пик ($1,87 \pm 0,02$) эВ и γ -полоса релаксационного спектра ниобия (0,88...1,05) эВ. В ряде образцов наблюдались максимумы с энергиями активации 1,60...1,65 эВ, а в образцах с высоким содержанием кислорода - максимумы с энергией активации 1,2...1,3 эВ, которые могли быть пиками, связанными соответственно с релаксацией N-N и O-N-комплексов. Аналогичные максимумы наблюдались нами и в твердых растворах ниобий-кислород, прошедших сходные обработки (см.рис.7).

S^+ -пик не является стабильным. Старение при 300 К образцов, закаленных от 2150 К, а также цикл "нагрев-охлаждение" в интервале 300...1000 К (скорость нагрева и охлаждения около 1 К/мин) приводят к смещению суммарного пика в область низких температур и повышению его асимметрии (рис. 4. 5). Это связано с уменьшением отношения высот пиков S^+ и S. Одновременно вследствие распада твердого раствора уменьшаются абсолютные значения высот всех элементарных пиков. Аналогичное влияние на форму максимума оказывает отжиг при тех же температурах деформированных образцов (см.рис. 7). При этом абсолютные значения высот кислородных пиков увеличиваются. Это свидетельствует об увеличении общего содержания кислорода в твердом растворе в результате частичного растворения включений кислородсодержащих фаз. Уменьшение температуры закалки от 2150 до 1000 К приводит к уменьшению высоты суммарного пика вследствие частичного распада твердого раствора. Одновременно отношение высот S^+ - и S-пиков повышается примерно в 2,5 раза (см.рис. 2).

Разность энергий активации S и S^+ -пиков близка к теоретическому значению разности потенциальных энергий атомов азота, занимающих октаэдрические и тетраэдрические междоузлия в решетке ниобия [14]. Выдвинутое в [15] предположение, что S^+ -пик связан с релаксацией атомов азота, занимающих октаэдрические междоузлия, а S-пик, вызван релаксацией атомов, находящихся в тетраэдрических междоузлиях решетки ниобия, хорошо согласуется с характером и величиной изменения соотношения высот S- и S^+ -пиков при изменении температуры закалки [16]. Однако время установления равновесного распределения внедренных атомов по этим позициям при температуре максимума имеет порядок 10^{-2} с. Поэтому распределение атомов азота между октаэдрическими и тетраэдрическими междоузлиями не должно зависеть от температуры закалки, а будет определяться условиями измерений. Указанное предположение опровергается также увеличением относительной высоты S-пика при старении закаленных образцов, так как в этом случае доля атомов азота, находящихся в тетраэдрических междоузлиях, где они имеют более высокую потенциальную энергию, должна уменьшаться.

Расчеты показывают [17], что энергия связи примесных атомов с краевыми и винтовыми дислокациями различна. Поэтому, можно ожидать, что наряду со снук-кестеровским пиком будет существовать еще один пик, обусловленный релаксацией внедренных атомов, взаимодействующих с дислокациями. Однако в этом случае старение и изменение температуры закалки должны оказывать одинаковое влияние на соотношение высот S- и S^+ -пиков, что не подтверждается экспериментом. По этой же причине полученные результаты не могут быть объяснены распределением атомов азота между любыми другими типами стабильных позиций

Энергия активации S- и S^+ -пиков близка также к полученной в [18] разности энергий активации миграции внедренных атомов для перескоков в направлениях $(100) \rightarrow (101)$ и $(100) \rightarrow (010)$. Однако, если бы наличие двух максимумов в релаксационном спектре было обусловлено возможностью двух типов перескоков, то старение и изменение температуры закалки не должны были бы оказывать влияние на соотношение высот S- и S^+ - пиков.

В работах [19-22] сделано предположение о возможности появления в твердых растворах внедрения на основе ОЦК-металлов максимумов, связанных с образованием примесями внедрения вблизи дислокаций атмосфер различного типа и различной степени насыщенности. В частности, можно предположить, что S^+ -пик обусловлен торможением дислокаций атмосферами Снука, а снук-кестеровский - атмосферами Коттрелла [19, 21]. В этом случае старение при 700...1000 К, трансформируя снуковские атмосферы в коттрелловские, будет сопровождаться отжигом S^+ -пика. Снижение температуры закалки по энергетическим соображениям должно приводить к повышению доли атомов азота, находящихся в атмосферах дислокаций и росту относительной высоты S^+ -пика. Аналогичное поведение должно наблюдаться в случае, если а S^+ -пик вызван торможением дислокаций ненасыщенными атмосферами, в которых при старении могут образовываться комплексы атомов азота [20] или дислокаций, формирующихся вблизи выделений нитридов [22]. Рассмотренные варианты объяснения возникновения S^+ -пика полностью удовлетворяют полученным экспериментальным данным. Дислокационная природа S^+ -пика подтверждается результатами исследования деформированных образцов, а также присутствием снук-кестеровского пика и максимумов γ -полосы. Для более точного указания механизма релаксации необходимо детальное исследование распределения внедренных атомов около дислокаций.

Выводы

1. Предварительная обработка образцов оказывает существенное влияние на релаксационные спектры внутреннего трения двойных твердых растворов внедрения на основе ниобия.

2. Основные максимумы внутреннего трения, связанные с релаксацией внедренных атомов в раз-

бавленных двойных твердых растворах на основе ниобия, обусловлены релаксацией одиночных атомов элемента внедрения, их комплексов друг с другом и вакансиями, а также атомов, входящих в насыщенные атмосферы дислокаций.

Авторы благодарят А.В. Новикова за участие в проведении экспериментов и обсуждении результатов.

Литература

1. Е.И. Мозжухин, А.В. Новиков, А.Н. Варенков. Высокотемпературная установка для изучения ползучести и равновесия между азотом и сплавами ниобия // *Известия вузов. Черная металлургия*. 1981, № 5, с. 172 - 173.
2. В.П. Елютин, Е.И. Мозжухин, Ю.В. Пигузов и др. Установка для изучения температурной и амплитудной зависимости внутреннего трения методом вынужденных колебаний консолиобразца // *Заводская лаборатория*. 1969, т. 35, № 10, с. 1261 - 1262.
3. В.С. Бахрушин, О.Ю. Чиріков. Внутрішнє тертя сплавів ніобію, що загартовані від температур, близьких до температури плавлення // *Вісник Запорізького державного університету. Сер. Фізико-математичні науки*. 1999, № 2, с. 165 - 168.
4. В.Ф. Купейшин, В.А.Иванов, В.В.Партина и др. Расчет параметров сложных ЯГР-спектров с применением ЭВМ // *ФММ*. 1978, т. 45, № 6, с. 1179 - 1186.
5. Елютин А.В., Шишков В.В., Вороненко Л.И. и др. Влияние высокотемпературного высоковакуумного отжига на структуру и свойства слитков ниобия высокой чистоты // *Научные труды ГИРЕДМЕТ*. М., 1982, т. 114, с. 3 - 7.
6. С.С.Горелик, М.Я. Дашевский. *Материаловедение полупроводников и диэлектриков*. М.: «Металлургия», 1988, 574 с.
7. А.С. Новик. *Атомная релаксация в кристаллах*. М.: «Атомиздат», 1985, 410 с.
8. В.С. Постников *Физика и химия твердого состояния*. М.: «Металлургия», 1978, 544 с.
9. В.С.Бахрушин, О.Ю.Чиріков Вплив високо-температурної вакуумної дегазації на внутрішнє тертя сплавів ніобію // *Вісник Запорізького державного університету. Сер. Фізико-математичні науки*. 2000, № 2, с.149 - 151.
10. В.Е. Бахрушин, А.Ю. Чиріков. Влияние термических обработок на внутреннее трение твердых растворов внедрения на основе ниобия // *Чистые металлы: Сборник докладов 7-го Международного симпозиума* / Под ред. В.М. Ажажи, Г.Г. Девярых, В.И. Лапшина и

др. Харьков: ИПЦ "Контраст", 2001, с. 179 - 182.

11. В.П. Елютин, Д.Г. Максимов, Е.И. Мозжухин. Исследование методом внутреннего трения сплавов ниобий-цирконий-азот и ниобий-гафний-азот // *Физика металлов и металлосодержание*. 1972, т. 34, № 2, с.412 - 415.
12. M.S. Ahmad, Z.S. Szkopiak. Snoek Relaxation Peaks in Solid Solutions of Niobium // *J. Phys. Chem. Solids*. 1970, v. 31, № 8, p.1799 - 1804.
13. М.С. Блантер, И.И.Иванов, Н.Е. Гарбузова и др. Новые максимумы внутреннего трения в ОЦК металлах, закаленных от предплавленных температур // *Внутреннее трение в металлах и неорганических материалах*. М.: «Наука», 1982, с. 79 - 102.
14. V.K. Tewary. Lattice Distortions due to Gas Interstitials in BCC Metals // *Journal of Phys.* 1973, V. F3, N 8, p.1515-1523.
15. А.В. Новиков, Ю.А. Павлов, В.Е. Бахрушин. Внутреннее трение сплавов ниобий-вольфрам-азот // *Известия вузов. Черная металлургия*, 1982, № 7, с.113-116.
16. В.Е.Бахрушин, А.В.Новиков, Ю.А. Павлов.- Влияние температуры закалки на температурную зависимость внутреннего трения сплавов ниобий-азот // *Металлофизика*. 1985, т. 7, № 3, с.109 - 110.
17. А.А. Предводителев, Н.А. Тяпунина, Г.М. Зиненкова, Г.В.Бушуева. *Физика кристаллов с дефектами*. М.: МГУ, 1986, 240 с.
18. E. S.Savino, V. K. Tevary Activation Energies of Gas Interstitials in BCC metals // *J. Phys.*, 1973, F3, 11, p.1910-1914.
19. В. В. Заниашвили, И. А. Наскидашвили, В. А. Мелик-Шахназаров. Акустические исследования взаимодействия дислокаций с поляризованной атмосферой атомов кислорода в ниобии // *ФТТ*. 1989, т.31, №1, с.161-166.
20. Ф.Н. Тавадзе, Н.А. Заидзе, Н.Н. Луарсабшвили и др. Особенности взаимодействия дислокаций с атомами внедрения в деформированной стали // *Внутреннее трение в металлах и неорганических материалах*. М.: «Наука», 1982, с.103 - 106.
21. С.А. Турков, Т.Д.Шермегор. Внутреннее трение, обусловленное взаимодействием дислокаций с точечными дефектами кристаллической решетки//*Релаксационные явления в твердых телах*. М.: «Металлургия», 1968, с.157 - 162.
22. N. Dahlstrom, S. S. Dollins, C. A. Wert. The Cold-Work Peak in Undeformed Niobium // *Acta Metallurgica*. 1971, v.19, 7. p.955-963.

