

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 621.785.532

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Ni–40Cr–3.5Al
ПРИ АЗОТИРОВАНИИ

© 2022 г. Б. Е. Винтайкин^а *, А. Е. Смирнов^а, С. Ю. Шевченко^а, С. А. Черенкова^а

^аФедеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
“Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана”,
ул. Бауманская 2-я, 5, стр. 1, Москва, 105005 Россия

*e-mail: vintaikb@bmstu.ru

Поступила в редакцию 02.12.2021 г.

После доработки 14.04.2022 г.

Принята к публикации 18.04.2022 г.

Методами рентгеновской дифрактометрии, дополненной математическими методами улучшения разрешения рентгенограмм, а также методами сканирующей микроскопии исследованы особенности структуры приповерхностных слоев сплава Ni–40% Cr–3.5% Al до и после азотирования в тлеющем разряде при 540°C; определены составы микрообластей. До азотирования, после закалки и после старения основными фазами являются твердые растворы на основе γ -Ni и α -Cr, имеется небольшое количество фазы Ni₃Al, содержание которой увеличивается после старения. Установлено, что азотирование приводит к появлению в поверхностном слое фаз CrN и AlN и уменьшению количества фазы Ni₃Al. Выявлены микронеоднородности фаз на основе γ -Ni и α -Cr, обусловленные различием межплоскостных расстояний и параметров решетки.

Ключевые слова: фазовый состав, поверхностные слои, химико-термическая обработка, азотирование, рентгеновский фазовый анализ, сканирующая электронная микроскопия

DOI: 10.31857/S0015323022080162

ВВЕДЕНИЕ

Исследование структуры и фазового состава сплавов и их поверхностных слоев на различных этапах термической обработки (ТО) и химико-термической обработки (ХТО) необходимо для понимания физической сущности процессов, обеспечивающих изменение свойств материалов. Такие исследования часто затруднены для сплавов переходных металлов вследствие близости параметров решеток, формирующихся в этих процессах фаз [1, 2], что делает зачастую невозможным их надежное обнаружение и идентификацию рентгеновскими дифракционными методами [3, 4].

В работе [5] исследованы фазовые превращения в сплаве Ni–40Cr–3.5Al после азотирования в тлеющем разряде. На основании рентгеновских данных, оптической микроскопии и измерений микротвердости было высказано предположение, что в результате азотирования в поверхностных слоях происходит не только образование нитрида хрома CrN, но и превращение интерметаллида Ni₃Al в нитрид алюминия AlN. Однако часть рентгеновских максимумов фаз AlN и CrN располагаются крайне близко к максимумам основных фаз на основе α -Cr и γ -Ni, формируя почти неразличимые максимумы. Также в [5] было получено,

что рентгеновские дифракционные максимумы фазы на основе γ -Ni имеют сложную форму и образованы несколькими слившимися максимумами, соответствующими областям с близкими параметрами решетки. Это может быть связано с процессами формирования упорядоченных областей по типу Ni₃Cr или Ni₂Cr из твердого раствора на основе γ -Ni или изменениями параметров решетки этой фазы при насыщении ее азотом. В таком случае необходимо применять методы анализа плохо разрешенных линий, основанные на математической обработке полученных спектров [6, 7], с целью выявления отдельных разрешенных дифракционных линий таких фаз.

Цель данной работы – получить с использованием дифракционных рентгеновских методов и сканирующей электронной микроскопии данные о фазовом составе и структурных превращениях в сплаве Ni–40Cr–3.5Al в процессе ТО и азотирования, направленных на изменение структуры сердцевин и поверхностных слоев этого сплава.

При этом рентгеновские методы дополняли математической обработкой [6, 7], обеспечивающей улучшение разрешения, достаточного для надежной идентификации фаз с близкими параметрами структуры.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследовали прецизионный сплав на никелевой основе Ni–40Cr–3.5Al (40ХНЮ-ВИ, в мас. %: 40.7Cr, 3.3Al, 0.012C, 0.012Mn, 0.012Si, 0.04S, 0.05P), хорошо зарекомендовавший себя для изготовления высокоточных изделий с малой магнитной проницаемостью.

Для исследований образцы $\varnothing 20 \times 5$ мм подвергали ТО и ХТО, при этом ТО состояла в закалке с температуры 1150°C и последующем старении при температуре 560°C в течение 25 ч. Исследовали образцы как после закалки, так и после закалки со старением. Азотирование в тлеющем разряде проводили на промышленной установке ION-25I (Болгария). Длительность насыщения составляла 24 ч при температуре 540°C в атмосфере 95% N₂ + 5% H₂. Анализировали образцы, азотированные как после закалки, так и после закалки со старением.

Плоские поверхности образцов после термической обработки шлифовали и подвергали электролитической полировке в растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте. После азотирования поверхность образцов повторно не шлифовали и не протравливали.

Рентгеновские исследования проводили на дифрактометре ДРОН-4 на излучении Co-K α с меньшей проникающей способностью, что позволило получить данные именно о тонком поверхностном слое образцов, и Cu-K α с большей проникающей способностью и меньшей длиной волны, что позволило получить данные о структуре более глубоких поверхностных слоев и данные о распределении деформаций фаз, исследовав отражения с большими индексами. По предварительной оценке, эффективная глубина проникновения составляла для Cu-K α и Co-K α 9 и 6 мкм соответственно. Регистрировали число импульсов детектора по точкам с шагом 0.1 градуса в режиме $\theta/2\theta$ сканирования в диапазоне углов 20°–150° при использовании изогнутого монохроматора, установленного между образцом и детектором. Расшифровку рентгенограмм проводили с использованием баз данных ICDD PCPDFWIN (1997 г.) и ICSD (2014 г.).

В случаях наложения максимумов фаз, расположенных близко по углу дифракции, применяли методику улучшения разрешения путем решения обратной задачи восстановления профиля линии прямым вариационным методом [7] с использованием метода регуляризации акад. Тихонова [6], а также разложение профиля линии на компоненты K α дублета от отдельных фаз методом наименьших квадратов [7]. Результаты рентгенофазового анализа сопоставляли с результатами микроструктурных исследований, которые выполняли на поперечных сечениях образцов, на шлифах, при-

готовленных традиционным способом. Структуру выявляли реактивом Марбле.

Электронно-микроскопические исследования, включая локальный микрорентгеноспектральный анализ, осуществляли после металлографического травления на сканирующем электронном микроскопе Phenom ProX с энергодисперсионным спектрометром при ускоряющем напряжении 15 кВ в обратно-рассеянных электронах (backscattered electron image BEI).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгенограммы, отснятые в Cu-K α -излучении, сплава в различных структурных состояниях после таких видов обработки, как закалка (1), закалка со старением (2), а также закалка с азотированием (3) и закалка и старение с последующим азотированием (4) приведены на рис. 1. Рентгенограммы сплава в этих структурных состояниях (далее 1–4), отснятые на Co-K α -излучении с меньшей проникающей способностью, соответствующие тонкому поверхностному слою, на которых лучше видны слабые дополнительные максимумы, приведены в [5].

На рентгенограммах после всех видов обработки видны сильные дифракционные максимумы фаз с параметрами решетки, близкими к γ -твердому раствору на основе никеля (с ГЦК-решеткой – γ -Ni) и α -твердому раствору на основе Cr (с ОЦК решеткой – α -Cr). Для образцов после закалки обнаружены изолированные дифракционные сверхструктурные максимумы (100) и (110), отвечающие фазе Ni₃Al (γ' -фаза). Интенсивность этих максимумов увеличивается после старения. После азотирования интенсивность всех сверхструктурных максимумов существенно уменьшается в случае съемки на Cu-K α -излучении (см. рис. 1), а при съемке на Co-K α излучении (с меньшей проникающей способностью) эти максимумы не обнаруживаются [5]. Это можно объяснить увеличением объемной доли γ' -фазы после старения и распадом этой фазы в приповерхностном слое толщиной около 100–140 мкм с превращением в нитрид алюминия AlN при азотировании [5].

Результаты рентгенофазового анализа подтверждает изображение структуры сплава после закалки и старения (рис. 2), на котором видны мелкие округлые и вытянутые частицы α -Cr-фазы – твердого раствора на основе хрома с решеткой ОЦК, легированного никелем и алюминием (табл. 1, область анализа 1), равномерно распределенные в игольчатой матрице γ -твердого раствора на основе никеля с решеткой ГЦК, легированного Cr и Al (табл. 1, области анализа 2 и 3).

При этом нужно учесть, что мелкие частицы интерметаллида Ni₃Al (γ' -фазы) при увеличении, характерном для сканирующего электронного

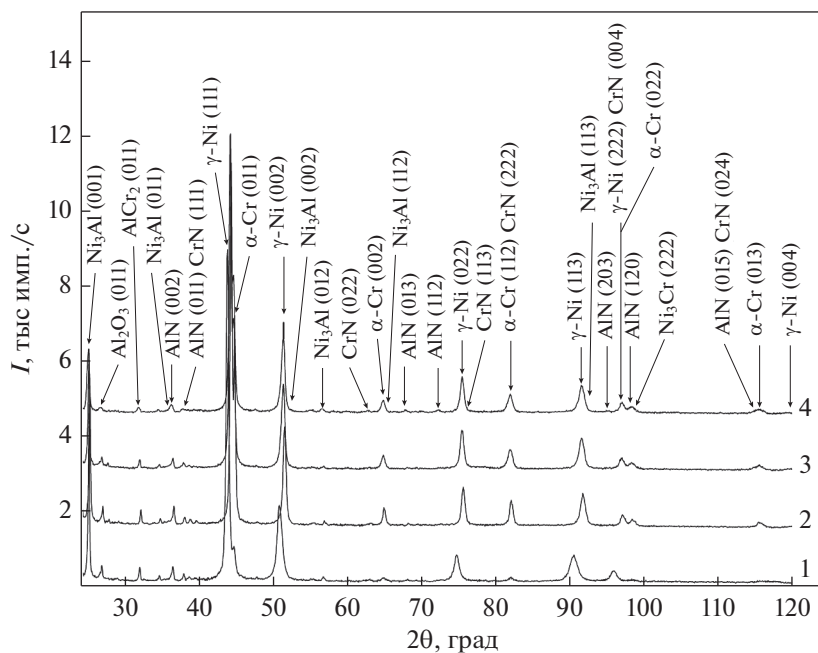


Рис. 1. Рентгенограммы сплава Ni–40Cr–3.5Al в разных структурных состояниях; 1 – закалка, 2 – закалка и старение, 3 – закалка с азотированием, 4 – закалка и старение с последующим азотированием; излучение Cu-K α .

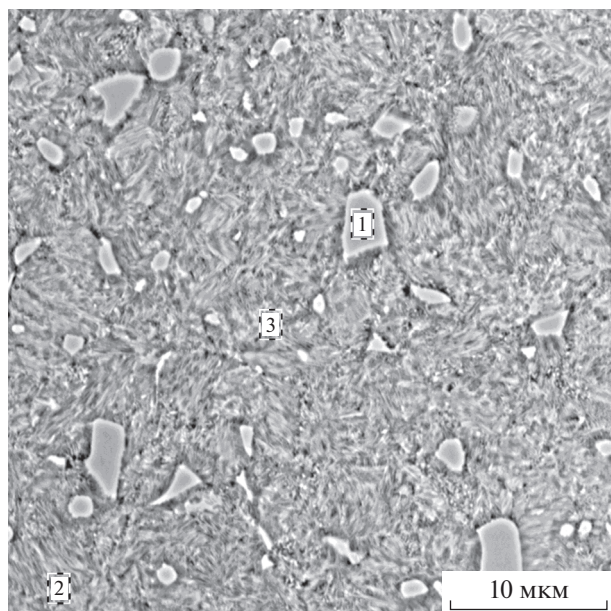


Рис. 2. Структура никелевого сплава Ni–40Cr–3.5Al после закалки и старения: 1 – область анализа α -Cr; 2, 3 – области анализа γ -Ni + γ' -фаза (BEI).

микроскопа, практически не различаются (см. рис. 2); об их образовании при старении можно судить как по результатам рентгенофазового анализа (см. рис. 1), так и косвенно по увеличенной концентрации Al в областях анализа 2 и 3 (см. табл. 1).

Отклонение результатов локального микро-рентгеноспектрального анализа от равновесного состава фаз, приведенного в [8], можно объяснить как отклонением структурных превращений от равновесных, так и малым размером анализируемых частиц – меньшим или сравнимым с размером области возбуждения характеристического рентгеновского излучения.

Структура приповерхностной области сплава после закалки, старения и азотирования (в состоянии 4) представлена на рис. 3.

Результаты микро-рентгеноспектрального анализа (табл. 2) и карты распределения элементов (рис. 3б–3д) показывают несколько большее значение концентрации азота в α -Cr по сравнению с γ -Ni. С учетом много меньшей растворимости азота в никеле, по сравнению с хромом [9], можно утверждать, что в α -Cr при азотировании преимущественно образуется твердый раствор азота в хrome, а в γ -Ni происходит распад интерметаллида Ni₃Al (γ' -фазы) и формируются дисперсные ча-

Таблица 1. Результаты локального микро-рентгеноспектрального анализа областей сплава Ni–40Cr–3.5Al после закалки и старения (мас. %; см. рис. 2)

Область анализа	Ni	Cr	Al	Фазовый состав
1	22.2	76.1	1.7	α -Cr
2	49.0	47.7	3.3	γ -Ni + γ'
3	55.1	40.3	4.6	γ -Ni + γ'

стицы AlN и, возможно, CrN. Дисперсные частицы как интерметаллида, так и нитридов при увеличении, характерном для сканирующего электронного микроскопа, практически не различаются, и об их превращениях при азотировании можно судить по результатам рентгенофазового анализа (см. рис. 1, рентгенограммы (3, 4)).

На поверхности сплава при азотировании образуется высокотвердый (1000–1060 HV [5, 10, 11]) слой (см. рис. 3, область анализа 3) на основе нитрида хрома [12] толщиной 3–4 мкм. Наличие такого слоя подтверждается не только результатами измерения его твердости, но и результатами рентгенофазового анализа (см. рис. 1).

Наличие в картах распределения элементов (см. рис. 3б–3д) в слое нитрида хрома характеристического излучения таких элементов, как Ni и Al можно объяснить малым размером области анализа и “подсвечиванием” излучения из соседних областей.

Рентгенограммы (см. рис. 1) содержат множество асимметричных максимумов сложной формы, состоящих из нескольких близко расположенных линий различных фаз. Такие составные линии обнаружены вблизи известных максимумов (111), (200), (220), (311), (222), (400) γ -фазы (рис. 1); экспериментальными методами их разделить не удастся. Для более точной идентификации фаз применяли методику улучшения разрешения дифракционных линий [6, 7]. Математической обработкой были отделены аппаратурные уширения и раздвоение линий из-за дублетного характера излучения, удалось различить и идентифицировать дифракционные максимумы от различных фаз, наложенные друг на друга (рис. 4) и представленные одной дифракционной линией сложной формы на экспериментальной кривой (рис. 1).

На рис. 4–6 изображены фрагменты рентгенограмм после улучшения разрешения для структурных состояний 1–4. Математическая обработка дала возможность различить и идентифицировать дифракционные максимумы от различных фаз, ранее наложенные друг на друга и представленные одной дифракционной линией сложной формы.

Таблица 2. Результаты локального микрорентгеноспектрального анализа областей сплава Ni–40Cr–3.5Al после закалки, старения и последующего азотирования (мас. %; см. рис. 3а)

Область анализа	Ni	Cr	Al	N	Фазовый состав
1	53.9	39.4	4.6	2.1	γ -Ni
2	23.3	72.4	1.5	2.8	α -Cr
3	43.4	36.2	6.4	14.0	CrN

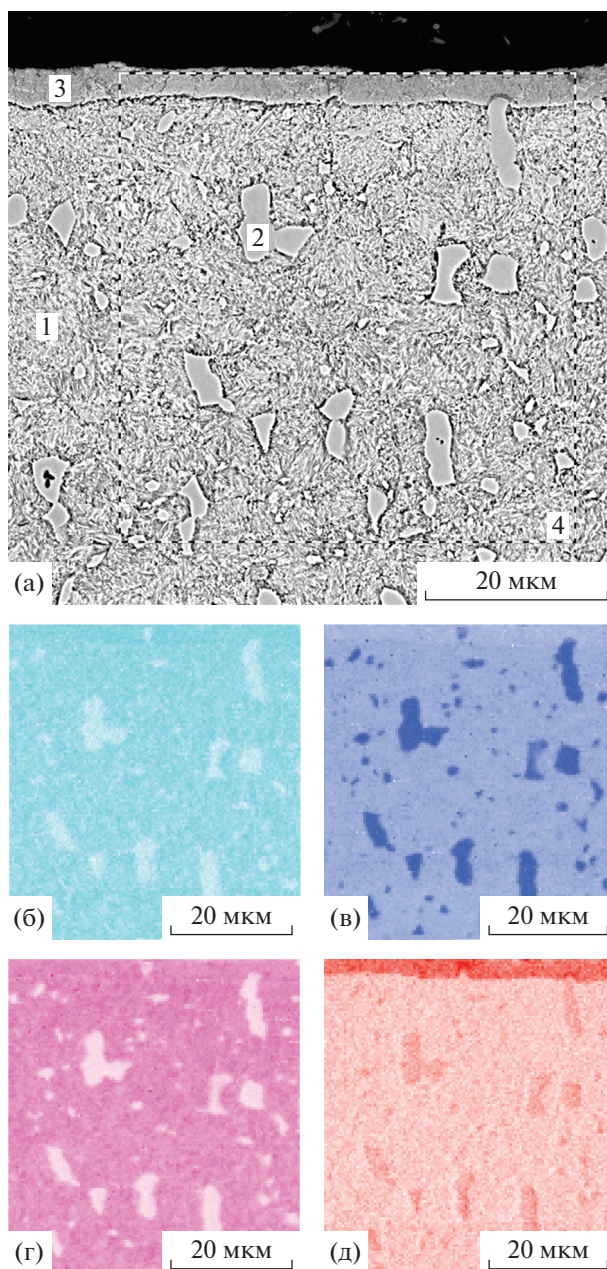


Рис. 3. Структура (а) никелевого сплава Ni–40Cr–3.5Al после закалки, старения и последующего азотирования (540°C, 24 ч): 1 – область анализа γ -Ni; 2 – область анализа α -Cr; 3 – область анализа CrN; 4 – область построения карт распределения элементов: б – Ni; в – Cr; г – Al; д – N (BEI).

На рентгенограммах образцов, азотированных после закалки и после закалки со старением (линии 3 и 4 на рис. 1, 4), обнаружены дифракционные максимумы таких нитридов, как CrN и AlN, при этом сверхструктурные максимумы (100) и (110) интерметаллида Ni₃Al (γ' -фазы) отсутствуют (при съемке на Co-излучении с малой глубиной проникновения) или сильно уменьшили интен-

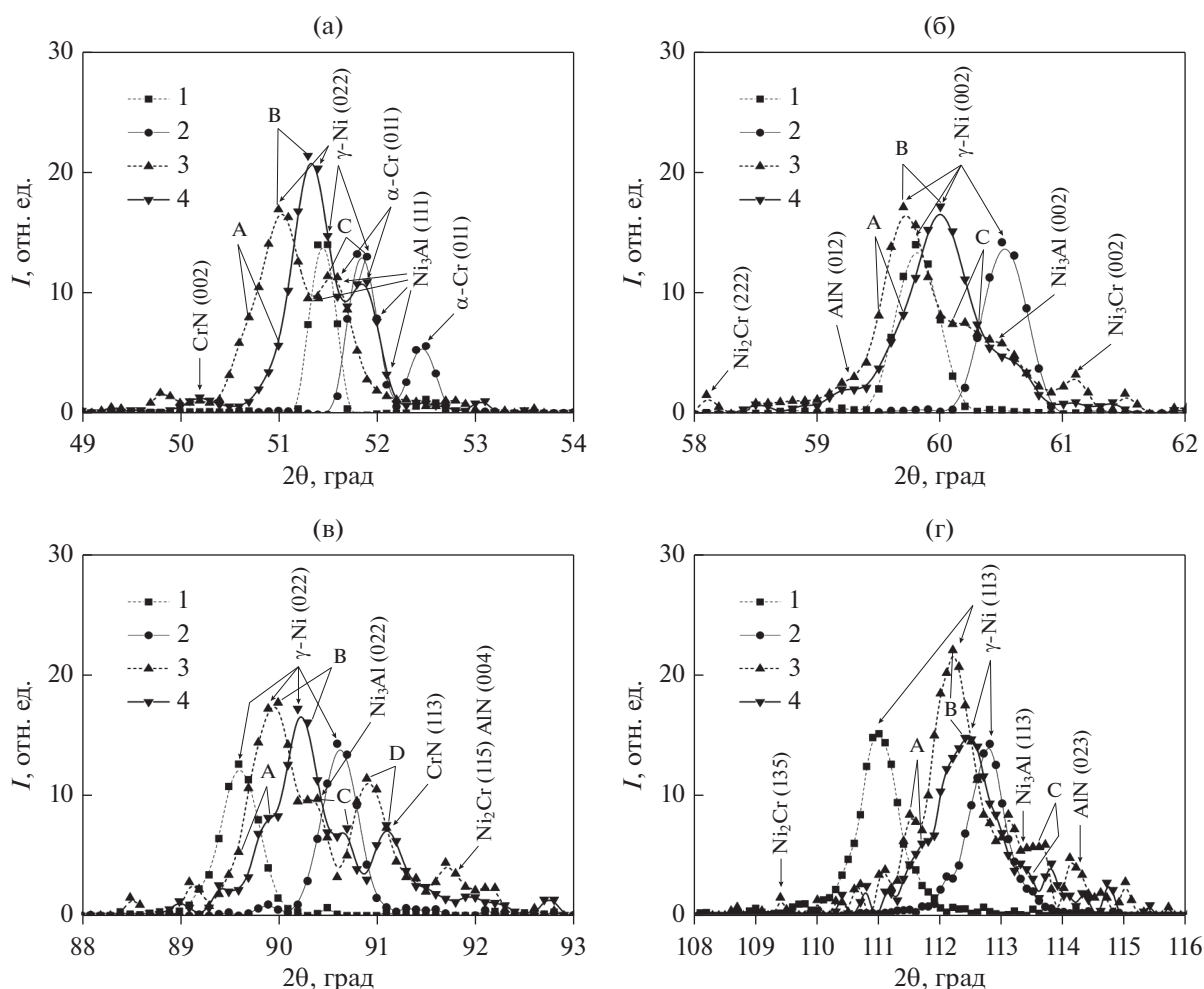


Рис. 4. Увеличенные фрагменты рентгенограмм сплава Ni–40Cr–3.5Al в различных диапазонах углов дифракции после улучшения разрешения для структурных состояний 1–4. Излучение Co-K α .

сивность (при съемке на проникающем глубже Си-излучении).

Это свидетельствует об идентичности процессов, происходящих при азотировании никелевого сплава в различных структурных состояниях (после закалки и закалки со старением), и подтверждает гипотезу о распаде интерметаллида Ni₃Al (γ -фазы) с образованием нитрида алюминия AlN [5] в тонком поверхностном слое. Заметим, что без применения математической обработки для улучшения разрешения наблюдается 2 изолированных максимума фазы CrN и один изолированный максимум фазы AlN, после улучшения разрешения – 5 изолированных максимумов фазы CrN и 4 отдельных максимума для фазы AlN.

После азотирования в обоих исследованных структурных состояниях 3 и 4 (см. рис. 4, (линии 3, 4) линии (111), (200), (220), (311), отвечающие твердому раствору на основе γ -Ni, сместились из-за увеличения параметра решетки при растворении азота в этой фазе по сравнению с их

положением на рентгенограмме для состояния 2 и, главное, изменили форму. После математической обработки мы выявили 3 характерных максимума А–В–С. Четвертый максимум D на расщепленной линии (113) отвечает фазе CrN. Форма линий А–В–С для случая отражений (200), (220), (113) оказалась примерно идентичной, а соотношение интенсивностей компонентов линий приблизительно равным, что свидетельствует об одной причине этого расщепления. Соотношение интенсивностей линий С и В для отражения (111) оказалось завышенным, т.к. на линию С накладывается линия (110) α -Cr, из-за этого ее интенсивность больше; разделить эти линии не удалось. Со стороны больших углов относительно отражений (200), (220), (311) фаз на основе γ -Ni присутствует гало С, оно отвечает областям с меньшими параметрами решетки, для (111) это гало совпадает с гало от фазы α -Cr. Смещение линий фазы на основе γ -Ni в структурном состоянии 2 по сравнению со структурным состоянием 1 на всех рис. 4–6 связано

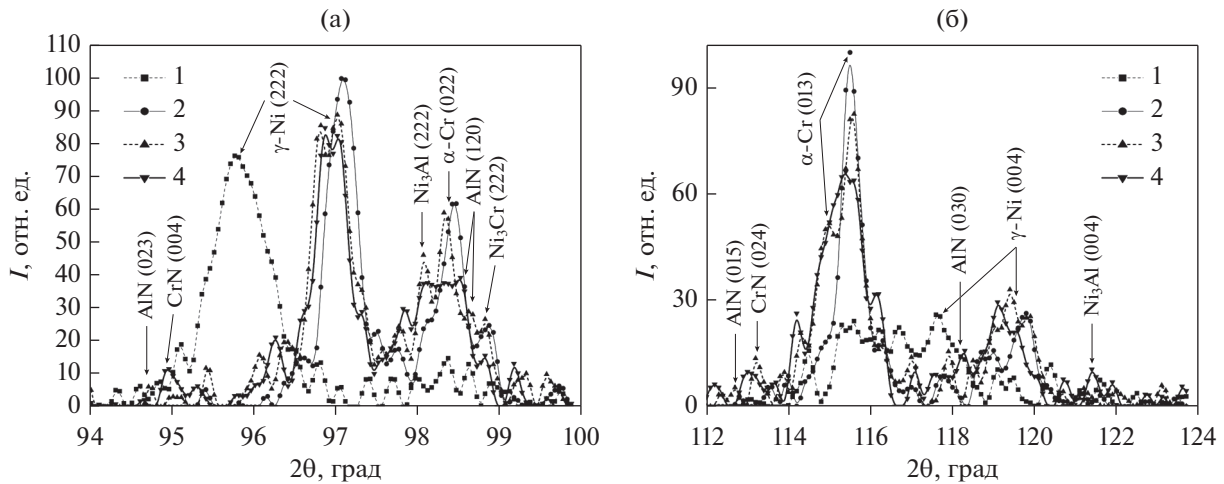


Рис. 5. Увеличенные фрагменты рентгенограмм сплава Ni–40Cr–3.5Al после улучшения разрешения для структурных состояний 1–4. Отражения (222)-гамма и (220)-альфа (а); (310)-альфа и (004)-гамма (б); излучение Cu-K α .

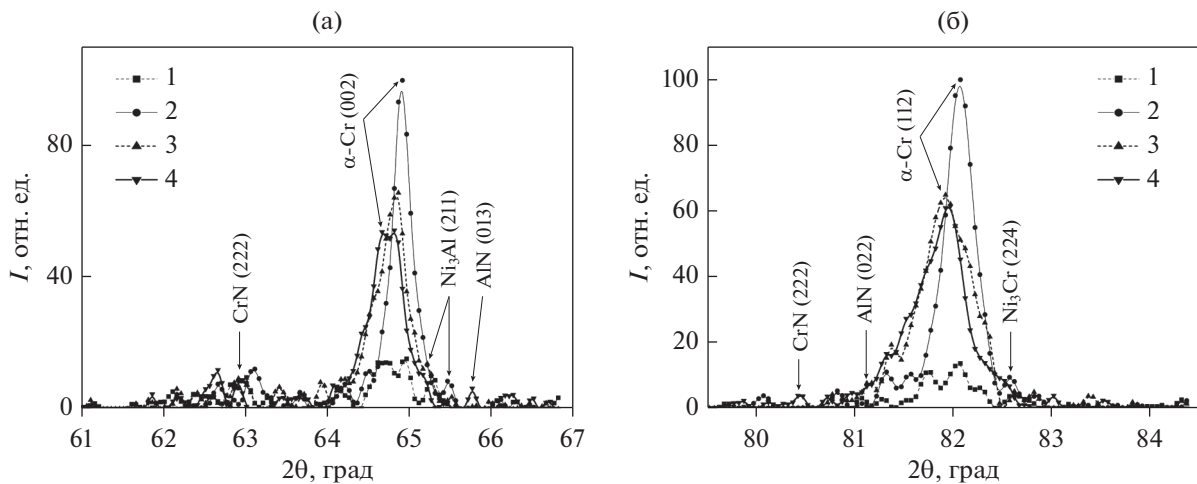


Рис. 6. Увеличенные фрагменты рентгенограмм сплава Ni–40Cr–3.5Al после улучшения разрешения для структурных состояний 1–4. Отражения: (200)-альфа (а), (211)-альфа (б); излучение Cu-K α .

с уменьшением ее параметра решетки из-за уменьшения концентрации крупных атомов Cr в ней [5].

Для всех отражений (200), (220), (311) (см. рис. 4 (линии 3,4)) положение по углу центрального максимума В соответствует параметру решетки фазы на основе γ -Ni, третий максимум С отвечает γ' -фазе, параметр решетки этих фаз составил соответственно 3.5747 и 3.5448 Å, что близко к табличным значениям (3.5805 Å и 3.5670 Å). Сверхструктурные отражения γ' -фазы (100) и (110) на Cu-излучении с большей проникающей способностью уменьшили интенсивность после азотирования по сравнению со структурным состоянием 2, на Co-излучении они не наблюдаются [5]. Максимуму А, почти слившемуся с максимумом В для случаев отражений (111), (200), (220), (311), могут соответствовать области фазы на основе γ -

Ni, расположенные в поверхностном слое, с увеличенным, видимо, из-за растворения в ней атомов азота параметром решетки. В пользу этого объяснения свидетельствует то, что на рентгенограммах, полученных на медном излучении с большей проникающей способностью, аналогичных приведенным на рис. 4, максимум В значительно выше; т.е. интенсивность максимума В увеличивается при условиях, когда глубже расположенные области дают больший вклад в дифракцию.

Отражения (004) фазы на основе γ -Ni для азотированных образцов представляют собой широкие размытые максимумы (см. рис. 5б), их центр тяжести смещается к меньшим углам по сравнению с линиями, полученными с образца 2, из-за увеличения параметра решетки вследствие растворения азота в фазе. Максимумы (331) и (420)

этой фазы не обнаружены (см. рис. 1). Это свидетельствует, по-видимому, о сильных нарушениях кристаллической решетки фазы γ -Ni, вызванных очень сильными неоднородными деформациями и нерегулярными статическими смещениями атомов в ней (сильно уменьшающих интенсивность дифракционных максимумов вплоть до их исчезновения) после указанных обработок. Это может быть результатом разделения областей фазы γ -Ni на микрообласти, образованные когерентно связанными с матрицей такими фазами, как Ni_3Cr , Ni_2Cr , Ni_3Al . На рис. 4, 5 отмечены положения дифракционных максимумов этих фаз в соответствии с их табличными значениями межплоскостных расстояний.

Параметр решетки фазы на основе α -Cr, содержащей более мелкие атомы никеля, определенный по изолированным линиям (200), (211), (220) (310) (см. рис. 5, 6), оказался равным 2.8857 и 2.8746 Å в состояниях 1 и 2 до азотирования и равным 2.8857 и 2.8827 Å после азотирования (состояния 3 и 4), что близко к параметру решетки чистого α -Cr (2.8950 Å). После азотирования дифракционные максимумы расширились и сместились в сторону меньших углов, что соответствует увеличению среднего значения параметра решетки и увеличению разброса параметра решетки. Это происходит, по-видимому, из-за частичной компенсации двух факторов: растворения атомов Ni в фазе, уменьшающего параметр решетки, и внедрения атомов азота, что увеличивает ее параметр решетки в большей степени. Увеличение параметра решетки α -Cr-фазы при азотировании по сравнению с состоянием после закалки и старения свидетельствует о растворении азота в ней, что подтверждают карты распределения элементов на рис. 3. Относительные интенсивности максимумов α -Cr фазы (относительно максимумов фазы на основе γ -Ni), согласно рис. 5а, 5б и рис. 6а, 6б, уменьшились при азотировании. Появились дифракционные максимумы фазы CrN, что может свидетельствовать о частичном превращении α -Cr-фазы в CrN при азотировании.

Отражения (310), (220) фазы на основе α -Cr для образцов после азотирования представляют собой широкие размытые максимумы (см. рис. 5а, 5б); максимумы (222) этой фазы не обнаружены (см. рис. 1). Такая дифракционная картина для фазы на основе α -Cr показывает, что в областях этой фазы периодичность кристаллической решетки сильно нарушена, наблюдается значительный разброс как в статических смещениях атомов, сильно уменьшающих интенсивность дифракционных максимумов вплоть до их исчезновения, так и в межплоскостных расстояниях и параметрах решетки.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методами рентгенофазового анализа и сканирующей электронной микроскопии установлены следующие особенности формирования фазового состояния и структуры сплава 40ХНЮ-ВИ при термической обработке и азотировании.

1. После закалки образуются два пересыщенных твердых раствора: на основе Ni с ГЦК-решеткой (γ -твердый раствор, формирует матрицу сплава), и на основе Cr с решеткой ОЦК (α -твердый раствор, формирует частицы выделений), и небольшое количество фазы Ni_3Al (γ' -фазы). В результате старения закаленной структуры степень пересыщения γ - и α -твердых растворов уменьшается и увеличивается количество фаз ОЦК-Cr и Ni_3Al . Результаты локального микрорентгеноспектрального анализа показывают увеличенную концентрацию Al в областях твердого раствора на основе никеля после старения, что свидетельствует об образовании дисперсных частиц Ni_3Al .

2. После азотирования на поверхности сплава формируется сплошной слой фазы на основе CrN толщиной 3–4 мкм с высокой микротвердостью. Под ним располагается слой, в котором объемная доля Ni_3Al (γ' -фазы) по рентгеновским данным уменьшается, и происходит ее распад с образованием дисперсных частиц фаз AlN и CrN. Результаты локального микрорентгеноспектрального анализа дополнительно подтверждают эти структурные превращения при азотировании.

3. Методами рентгенофазового анализа установлено, что при азотировании в твердом растворе на основе γ -Ni происходит формирование областей, отличающихся межплоскостными расстояниями и параметрами решетки; такими областями могут быть Ni_3Cr , Ni_2Cr и твердый раствор на основе γ -Ni, а также эти фазы с увеличенным содержанием N и увеличенным параметром решетки.

4. В фазах, отвечающих твердому раствору на основе хрома, после азотирования происходит формирование областей, отличающихся увеличенными межплоскостными расстояниями и параметрами решетки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гинье А. Рентгенография кристаллов. М.: Гос. изд-во физ.-мат. лит-ры, 1961. 604 с.
2. Багаряцкий Ю.А., Тяпкин Ю.Д. Дополнительные структурные данные по распаду пересыщенных твердых растворов титана в никеле и нихrome // Кристаллография. 1960. Т. 5. № 6. С. 882–890.
3. Беляцкая И.С., Сухарева Е.А. Магнитные свойства и структура монокристаллов сплава Fe–23% Cr–15% Co–5% Mo // ФММ. 1981. Т. 51. Вып. 4. С. 736–743.
4. Vintaikin B.E., Kamynin A.V., Kraposhin V.S., Smirnov A.E., Terezanova K.V., Cherenkova S.A., Sheykina V.I.

- Features of surface phase formation during case-hardening of iron- and titanium-based alloys // *J. Phys.: Conference Series (JPCS2017)*. 2017. V. 918. P. 012014. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/918/1/012014>
5. *Vintaikin B.E., Kamynin A.V., Smirnov A.E., Cherenkova S.A.* Phase Transformations in a Precision 40KhNYu-VI Nickel Alloy during Heat Treatment and Nitriding // *Russ. Metall.* 2019. V. 2019. P. 680–686.
 6. *Калиткин Н.Н.* Численные методы. М.: Наука, 1978. 512 с.
 7. *Винтайкин Б.Е., Кузьмин Р.Н.* Отделение аппаратных уширений и K_{a2} составляющей и K_a -дублета на двумерных картах распределения интенсивности рассеяния рентгеновских лучей прямыми вариационными методами на ЭВМ // *Кристаллография*. 1986. Т. 31. Вып. 4. С. 656–660.
 8. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник: в 3 т. / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1997. Т. 2. 1024 с.
 9. *Fromm E., Gebhardt E.* (Hrsg.): Gase und Kohlenstoff in Metallen. Reine und angewandte Metallkunde in Einzeldarstellungen, Bd. 26, Springer Verlag, Berlin–Heidelberg–N.Y. 1976. 747 s.
 10. *Makishi T., Kazuhiro N.* Surface hardening of nickel alloys by means of plasma nitriding // *Metal. Mater. Trans. A*. 2009. V. 35A. P. 227–238.
 11. *Semenov M.Y., Ka, J.D., Smirnov A.E., Shevchenko S.Yu., Aleksandrov V.A.* Use of Glow Discharge Nitriding for Raising the Surface Hardness of Bearing Parts from Precision Nickel Alloys // *Met. Sci. Heat Treat.* 2019. V. 61. P. 173–177.
 12. *Sun Y.* Kinetics of layer growth during plasma nitriding of nickel based alloy Inconel 600 // *J. Alloys Compounds*. 2003. V. 351. № 1–2. P. 241–247.