

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.24:539.25

КИНЕТИКА РОСТА ЗЕРНА ПРИ НАГРЕВЕ НИКЕЛЯ,
ДЕФОРМИРОВАННОГО СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

© 2021 г. Л. М. Воронова^а, *, М. В. Дегтярев^а, Т. И. Чашухина^а

^аИнститут физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

*e-mail: highpress@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 01.09.2020 г.

После доработки 27.01.2021 г.

Принята к публикации 03.02.2021 г.

Методами сканирующей электронной микроскопии исследованы процессы рекристаллизации в ходе отжига продолжительностью до 16ч никеля с ячеистой, смешанной и субмикроструктурной структурой, полученной деформацией сдвигом под давлением. Отжиги в интервале температур 200–350°C не позволяют получить рекристаллизованную структуру со средним размером зерна менее 1 мкм. Наименьший размер рекристаллизованное зерно имеет после отжига при 300°C никеля с СМК-структурой, полученной в результате деформации $e = 9$. При отжиге СМК-никеля кинетика нормального роста зерна не реализуется. Обсуждаются причины обнаруженной немонотонной зависимости размера рекристаллизованного зерна от температуры и времени отжига СМК-никеля.

Ключевые слова: никель, сдвиг под давлением, рекристаллизация, структура, текстура

DOI: 10.31857/S0015323021060127

ВВЕДЕНИЕ

Создание в металлах и сплавах при деформации сильно неравновесного субмикроструктурного состояния приводит к снижению температуры начала рекристаллизации [1–3]. Это создает видимость низкой термической стабильности такой ультрадисперсной структуры [4, 5]. При этом переход к более равновесному состоянию в процессе отжига может осуществляться по двум сценариям [6, 7]: путем роста отдельных центров рекристаллизации [8, 9] или за счет одновременного совершенствования границ и формы образующих структуру микроструктур [10–12]. В первом случае рекристаллизованные зерна еще до их взаимного столкновения достигают размеров более 1 мкм, и формирование рекристаллизованной субмикроструктуры оказывается невозможным. Во втором формируется стабильная структура сового типа с правильной формой и взаимно уравновешенными тройными стыками рекристаллизованных зерен при сохранении их субмикронного размера как, например, в СМК-железе [7, 10, 11].

Наши предыдущие исследования показали [13, 14], что температура рекристаллизации умеренно деформированного никеля со структурой ячеистого типа близка к 200°C, поэтому при более низкой температуре возможна только низкотемпературная рекристаллизация СМК структуры, обу-

словленная наличием микроструктур (фактически готовых зародышей рекристаллизации [15]). Низкотемпературная рекристаллизация никеля со смешанной (содержащей дислокационные ячейки и микроструктуры) и СМК-структурой развивается через рост отдельных центров и требует при 100–150°C многочасовой изотермической выдержки. При этом доля площади, занятой рекристаллизованными зернами, после отжига при 150°C в течение 64 ч не превышает 10% [13, 14]. Различие низкотемпературной рекристаллизации СМК-структуры никеля и железа заключается в том, что закон нормального роста зерна в первом случае не выполняется. Следует отметить, что рекристаллизация по закону нормального роста обеспечивает получение однородной мелкозернистой структуры, демонстрирующей высокую термическую стабильность [7, 10, 16].

Повышение температуры отжига до 200°C приводит к стремительному развитию рекристаллизации СМК-никеля, которая завершается за 10 мин, при этом средний размер рекристаллизованных зерен составляет 3–5 мкм. Однако полученной структуре свойственна значительная размерная неоднородность. Так как 200°C – это температура термоактивируемого образования центров рекристаллизации [13, 14] в исследованном никеле, то, возможно, что крупные зерна выросли из микроструктур, образованных в ходе деформации, а мелкие зерна образовались в ходе отжига термоак-

тивационным путем. Дальнейшее повышение температуры отжига очевидно приведет к повышению как скорости зарождения, так и скорости роста зерна. Хорошо известно, что это соотношение определяет конечный размер рекристаллизованного зерна [16]. Кроме того, на рост зерна влияет взаимная разориентировка зерен (текстура). Например, в работе [17] показано, что при рекристаллизации СМК-ниобия при 700°C (вблизи температуры термоактивированного зарождения) снижение скорости роста зерна, обусловленное текстурным торможением, обеспечивает выполнение кинетического закона нормального роста. Открытым остается вопрос, существуют ли такие условия (тип деформационной структуры, температура и длительность отжига), при которых в никеле на стадии первичной рекристаллизации реализуется кинетика нормального роста зерна. Решению данного вопроса посвящена настоящая работа.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование проводили на монокристаллическом никеле (99.98 мас. % Ni), деформированном сдвигом под давлением 6 ГПа в наковальнях Бриджмена из сплава ВК6 при комнатной температуре (20°C). Образцы диаметром 5 мм и толщиной 0.3 мм вырезали из монокристалла таким образом, чтобы их поверхность была параллельна плоскости {111}. В результате деформации на 15°, 180°, 2 и 7 полных оборотов наковальни (на расстоянии 1.5 мм от центра образца истинная деформация – e , составила 1.4, 5, 7, 9 соответственно) в никеле была получена структура различного типа: ячеистая, смешанная и СМК. Подробное описание данного метода деформации и расчет истинной деформации приведены в [18], а характеристика и параметры структуры, полученной при указанной выше деформации – в [14]. Средний размер ячеек и микрокристаллитов в смешанной ($e = 5$) и в СМК ($e = 7$ и $e = 9$)-структурах составлял 0.13±0.01 мкм. Следует отметить, что по данным калориметрических исследований [14], СМК-структура, полученная после поворота наковальни на 2 и 7 оборотов, различалась величиной запасенной энергии деформации: 3.4 и 2.6 Дж/г соответственно. Снижение запасенной энергии было следствием динамического возврата.

Изотермический отжиг деформированных образцов проводили в вакуумной (10^{-5} Па) печи при температурах 200–350°C с шагом 50°C, продолжительность выдержки варьировали от 5 мин до 16 ч. Колебания температуры в изотермической зоне печи не превышали 5°C. Максимальная температура нагрева (350°C) была ограничена температурой магнитного фазового перехода, который

по данным [19] влияет на рекристаллизованную структуру никеля.

Измерения твердости проводили на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0.5 Н на расстоянии 1.5 мм от центра образца, полученные значения усредняли по результатам 10 измерений.

Структурные исследования осуществляли в плоскости сдвига на расстоянии 1.0–1.5 мм от центра образца методами оптической металлографии (Neophot 32) и электронной сканирующей микроскопии (QUANTA-200 Philips с приставкой для анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов). Анализ картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) проводили при ускоряющем напряжении 20 кВ, шаг сканирования в зависимости от дисперсности структуры изменяли от 0.25 до 3.5 мкм, а площадь сканирования – от 0.03 до 0.45 мм². При анализе из рассмотрения исключали точки с индексом конфиденциальности (CI) ниже 0.1 и зерна, содержащие 4 и менее пикселей. Для определения количественных характеристик структуры методом EBSD (среднего размера зерна, типа границ, текстуры, доли площади, занятой зернами определенной ориентировки) увеличение при съемке выбирали таким образом, чтобы анализируемая область включала не менее 200 зерен. При анализе разориентировки зерен не рассматривали границы с углом разориентировки менее 2°, и традиционно относили границы с углом разориентировки >15° к большеугловым границам (БУГ) [20]. Средний размер зерна оценивали по методу случайных секущих [21]. По отношению среднеквадратичного отклонения к среднему размеру зерна рассчитывали коэффициент вариации линейных размеров [22]. При EBSD-анализе отношение среднего размера зерна к шагу сканирования составляло 6–14, а количество неиндексированных точек было <1%, что обеспечило погрешность определения размера зерна менее 10% [20]. При определении компонент текстуры задавали отклонение 5° от идеальной ориентировки. Перед измерением твердости и структурными исследованиями образцы подвергали электролитической полировке в растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 показано изменение при отжиге твердости никеля со структурой различного типа, полученной в результате деформации сдвигом под давлением (СПД). Если в структуре никеля присутствуют микрокристаллиты (структуры смешанного типа и СМК, $e > 5$), то при всех исследованных температурах резкое снижение твердости до уровня 1 ГПа происходит за первые 5–10 мин в зависимости от температуры отжига.

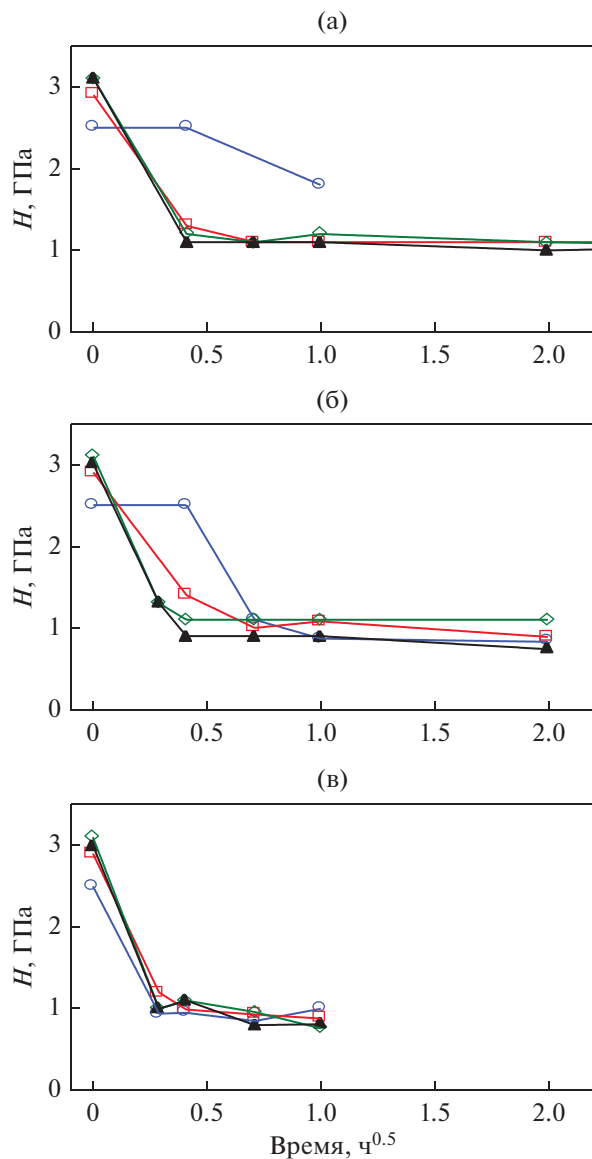


Рис. 1. Изменение при отжиге твердости никеля со структурой различного типа, полученной в результате СПД; температура отжига: а – 200°C , б – 250°C , в – 350°C .
 ○ – $e = 1.4$, □ – $e = 5$, ◇ – $e = 7$, ▲ – $e = 9$.

При увеличении времени выдержки значения твердости остаются неизменными. Также ведет себя твердость никеля с ячеистой структурой в результате отжига при 350°C (рис. 1в). При более низкой температуре (200 и 250°C) в течение первых 10 мин твердость не снижается, а уровень 1 ГПа достигается при 250°C через 30 мин, а при 200°C этот уровень не достигается и после выдержки 1 ч (рис. 1а, 1б). По-видимому, такой характер изменения твердости связан с рекристаллизацией. В никеле с ячеистой структурой инкубационный период рекристаллизации при 250°C составляет около 10 мин, а наличие микрокристаллитов приво-

дит к развитию рекристаллизации при всех исследованных температурах без инкубационного периода. Твердость рекристаллизованного никеля не зависит от типа деформационной структуры.

На рис. 2 приведены кинетические кривые роста зерна при различных температурах отжига никеля в зависимости от типа структуры. Видно, что отжиги в интервале температур $200\text{--}350^\circ\text{C}$ не позволяют получить такую рекристаллизованную структуру, средний размер зерна которой не превышает 1 мкм. При этом наибольший размер рекристаллизованного зерна получен при отжиге никеля с ячеистой структурой (рис. 2а), а наименьший – при отжиге в аналогичных условиях никеля с СМК-структурой, полученной после максимальной деформации ($e = 9$). Все зависимости размера зерна от времени отжига немонотонные, т.е. закон нормального роста зерна не выполняется: как повышение температуры отжига, так и увеличение времени выдержки не всегда сопровождается увеличением размера зерна. В соответствии с изменением твердости, рекристаллизация СМК и смешанной структуры завершается через 10 мин выдержки. Однако зависимости на рис. 2 показывают, что размер зерна может уменьшаться при увеличении времени выдержки, т.е. после завершения рекристаллизации.

Проведенные нами ранее структурные исследования [23] показали, что для завершения рекристаллизации смешанной и СМК-структуры в зависимости от величины деформации и температуры отжига необходима выдержка от 10 мин до 1 ч. Отжиги никеля с ячеистой структурой продолжительностью до 1 ч при исследованных температурах к завершению рекристаллизации не приводят. Таким образом, отжиг в данном температурном интервале ($200\text{--}350^\circ\text{C}$) можно считать низкотемпературным, несмотря на то, что в данных условиях возможно образование зародышей рекристаллизации термоактивационным путем. Увеличение продолжительности отжига до 4 ч в настоящей работе привело к завершению рекристаллизации ячеистой структуры при 350°C , а при 250°C доля рекристаллизованной структуры с увеличением времени выдержки не изменилась (рис. 3). В никеле с исходно ячеистой структурой размер рекристаллизованного зерна увеличивается с увеличением температуры отжига и времени выдержки (рис. 2а), что согласуется с классическими представлениями о рекристаллизации [16].

В структуре смешанного типа (содержащей дислокационные ячейки и разориентированные микрокристаллиты) вышеуказанное классическое развитие рекристаллизации нарушается (рис. 2б): нет прямой (однозначной) зависимости размера зерна от температуры отжига. Видно, что наиболее крупное зерно формируется в результате отжига при 250°C , а наиболее мелкое –

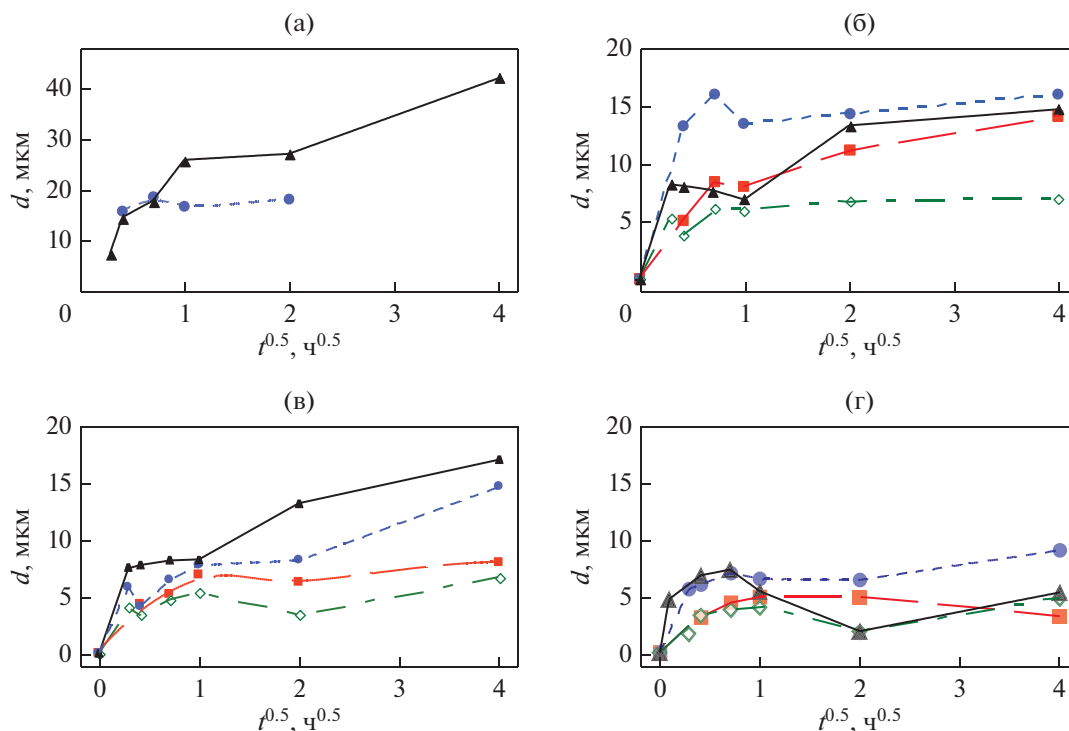


Рис. 2. Кинетические кривые роста зерна при различных температурах отжига никеля в зависимости от типа структуры: а – ячеистая, б – смешанная, в – СМК, $e = 7$, г – СМК, $e = 9$. ■ – 200, ● – 250, ◇ – 300, ▲ – 350°C.

при 300°C. Как было показано в работе [23], причиной этого может быть, с одной стороны, рост по механизму непрерывной рекристаллизации микрокристаллитов, сформированных при деформации, и возникновение в ячеистой структуре зародышей термоактивационным путем по механизму прерывистой рекристаллизации и их рост, и, с другой стороны, зависимость от температуры отжига соотношения скорости зарождения и скорости роста. Аналогичную сложную зависимость среднего размера зерна от температуры и длительности отжига наблюдали при отжиге материалов после деформации, немного превышающей критическую. В этом случае также одновременно протекают два процесса – рост некоторых зерен из числа исходных и термоактивируемое образование и рост новых зерен [16]. Следует отметить, что в никеле с исходной структурой смешанного типа при отжиге длительностью более 1 ч (после завершения первичной рекристаллизации) при всех исследованных температурах уменьшения размера рекристаллизованного зерна не происходит (рис. 2б).

В СМК-структуре, как и в структуре смешанного типа, наблюдается нарушение зависимости размера рекристаллизованного зерна от температуры отжига (рис. 2в, 2г). Кроме этого, наблюдается уменьшение размера рекристаллизованного зерна при увеличении длительности отжига более

1 ч, в частности, в результате отжига при 300°C, 4 ч после деформации с $e = 7$ (рис. 2в) и в результате отжига при 300, 350°C, 4 ч и 200°C, 16 ч после деформации с $e = 9$ (рис. 2г). Как правило, в структуре при этом наблюдаются мелкие зерна по границам крупных (рис. 4а). Дальнейшее увеличение длительности отжига может привести к развитию как собирательной рекристаллизации, так и вторичной рекристаллизации (рис. 4б и 4в соответственно). В результате собирательной рекристаллизации при увеличении выдержки при 300°C от 4 до 16 ч коэффициент вариации линейных размеров зерен уменьшается от 1.3 до 1.0 (исходная деформация $e = 7$) и от 1.5 до 0.8 (исходная деформация $e = 9$). Подобная немонотонная зависимость размера рекристаллизованного зерна от температуры или длительности отжига была обнаружена при исследовании железа разной степени чистоты и ниобия с СМК-структурой [11, 24, 25]. Вероятно, это является специфической особенностью СМК-материалов.

В работе [26] предложено объяснение данного явления, основанное на изменении неравновесного состояния границ зерен в процессе низкотемпературного отжига субмикрокристаллических материалов. По мнению авторов, СМК-материалы в исходном состоянии содержат систему зернограницных нанопор. В этом случае при отжиге может осуществляться не только переход

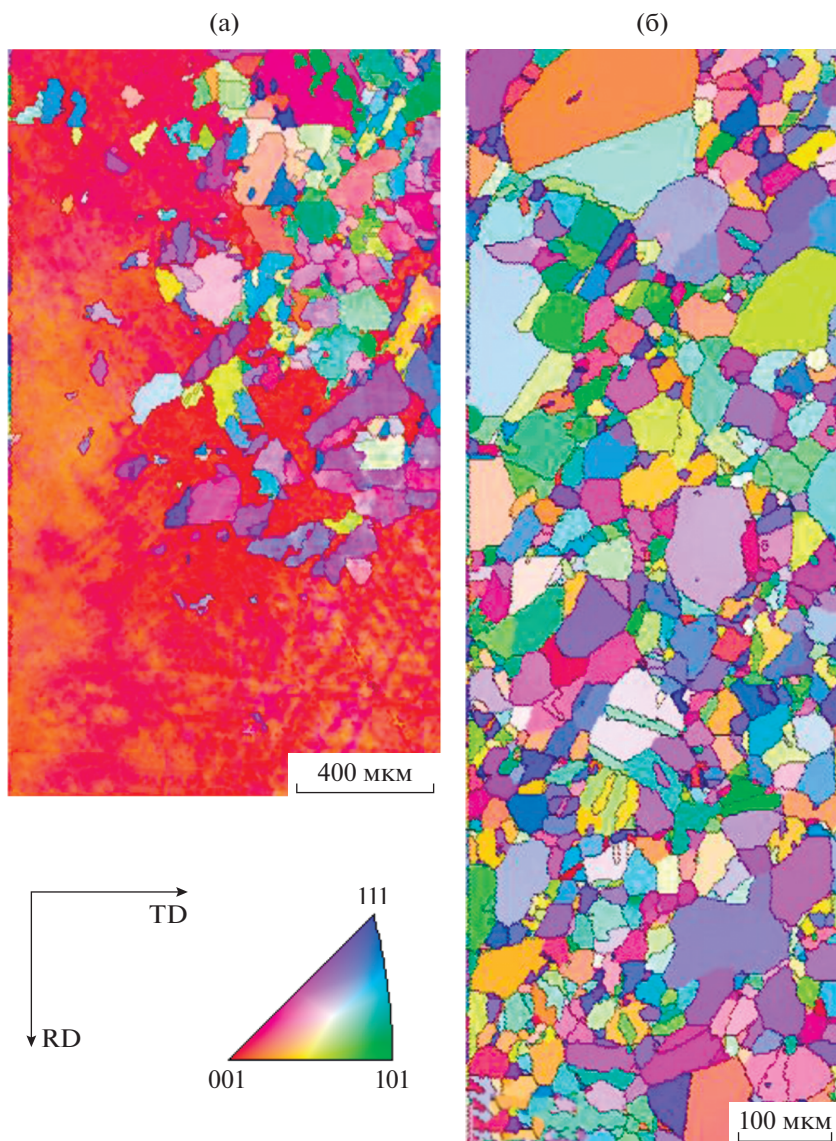


Рис. 3. Ориентационные карты в цветах обратной полюсной фигуры (EBSD-анализ) для никеля с исходной ячеистой структурой после отжига в течение 4 ч при 250 (а) и 350°C (б). Черные линии – БУГ.

границ в равновесное состояние, но и наоборот, увеличение степени неравновесности границ зерен, вызванное изменением их неравновесного свободного объема в процессе растворения пор. Авторы подчеркивают, что неравновесное состояние границ зерен может сохраняться при отжиге в течение длительного времени. Возможно, это является причиной многократного термически активируемого зарождения и немонотонного изменения размера рекристаллизованного зерна. Скорость роста зерна при отжиге СМК-структуры соответствует запасенной энергии деформации: в никеле с большей запасенной энергией ($e = 7$) наблюдается большая скорость роста рекристаллизованного зерна (рис. 2в, 2г).

Чтобы оценить возможность текстурного торможения роста зерна, был проведен анализ микротекстуры. На рис. 5 приведены обратные полюсные фигуры (ОПФ), характеризующие микротекстуру никеля после деформации и отжига. Согласно структурным исследованиям, в никеле с ячеистой структурой отжиг при 250°C, 4ч не привел к завершению рекристаллизации, и сохранилась кубическая компонента текстуры (001) $\langle 100 \rangle$ (рис. 3а, 5а), являющейся одной из составляющих полной текстуры деформации [27]. Доля площади образца, на которой фиксируется кубическая текстура, составляет 50%. Как показано в [28], в поликристаллическом никеле на начальных стадиях деформации формируется текстура простого сдвига (001) $\langle 110 \rangle$, направление в которой

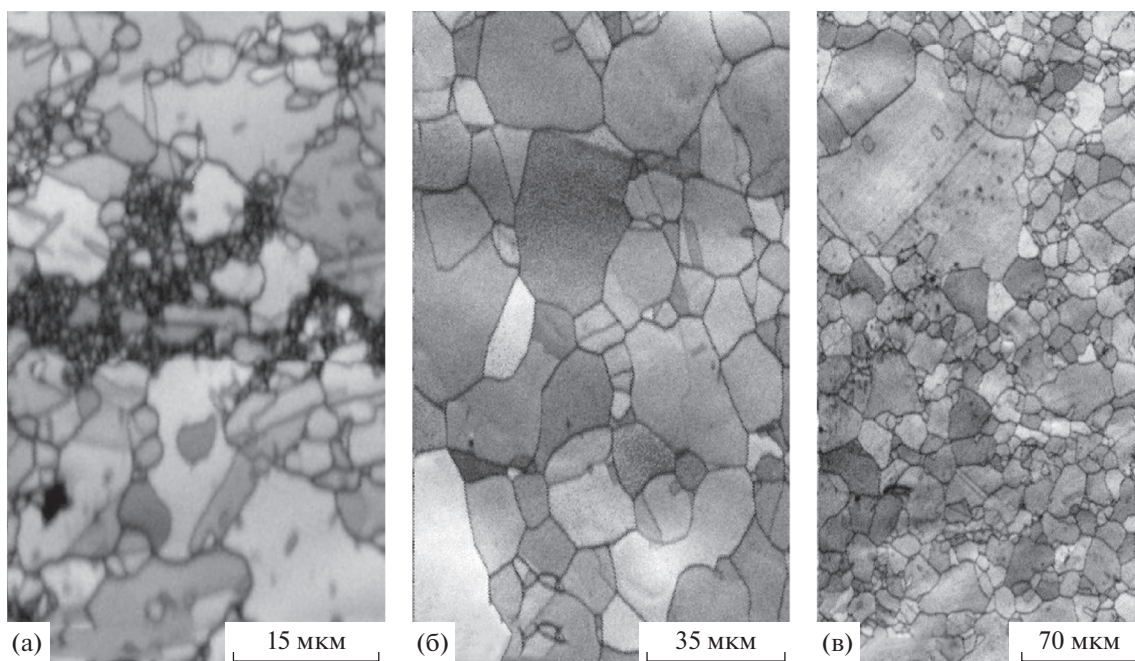


Рис. 4. Микроструктура никеля с исходной СМК структурой ($\epsilon = 9$) после отжига: а – 300°C, 4 ч, б – 300°C, 16 ч, в – 350°C, 16 ч. EBSD-анализ, восстановленное изображение.

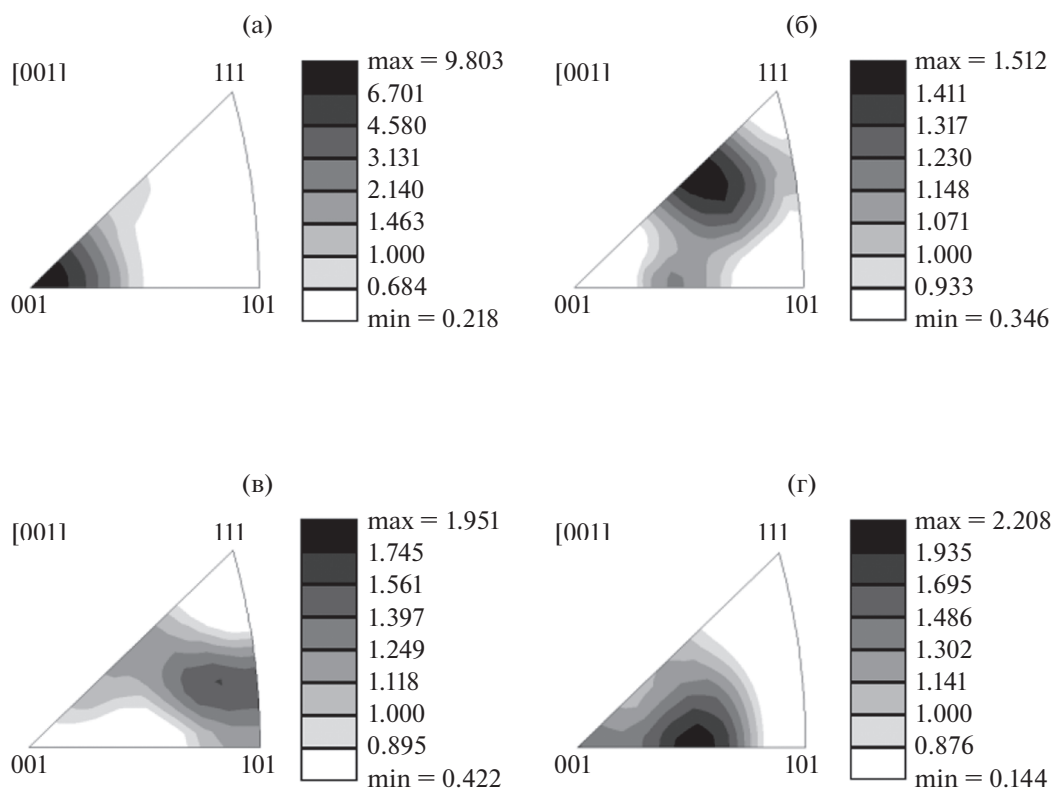


Рис. 5. Обратные полюсные фигуры, полученные в никеле после деформации и отжига в течение 4 ч при 250 (а, в, г) и 350°C (б). а, б – $\epsilon = 1.4$, в – $\epsilon = 5$, г – $\epsilon = 7$.

неустойчиво при продолжении деформации. После формирования СМК-структуры, доли и этой и кубической компонент незначительны [27, 28].

Завершение первичной рекристаллизации ячеистой структуры при повышении температуры отжига до 350°C привело к снижению доли кубической компоненты текстуры до 2% (рис. 5б), при этом достаточно большая доля площади (30%) оказалась занятой зернами с ориентировкой (321). В структуре смешанного типа также наблюдается преимущественное формирование зерен данной ориентировки (рис. 5в): доля площади, занятой ими, составляет около 40 и 30% соответственно после отжига при 250°C, 4 ч и 350°C, 4 ч. При отжиге СМК-никеля преобладают зерна с ориентировками (321) и (027). Согласно [29], последняя присуща компоненте текстуры, которая возникла в результате двойникования зерен кубической ориентировки. Доля площади, занятой данными зернами, при разных температурах колеблется между 20 и 30%. Снижение доли кубической компоненты текстуры при отжиге ячеистой структуры и отсутствие какой-либо острой текстуры при отжиге смешанной и СМК-структур свидетельствуют об отсутствии как ориентированного зарождения, так и ориентированного роста при рекристаллизации никеля. Таким образом, при отжиге ГЦК-Ni, деформированного сдвигом под давлением, не формируется текстура рекристаллизации, в отличие, например, от ОЦК-Nb [24].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В никеле, независимо от типа структуры, полученной при деформации, отжига в интервале температур 200–350°C не позволяют получить рекристаллизованную структуру со средним размером зерна менее 1 мкм. Наиболее крупное рекристаллизованное зерно формируется при отжиге никеля с ячеистой структурой, а наименьшее – при отжиге в аналогичных условиях никеля с СМК-структурой, полученной после максимальной деформации ($\epsilon = 9$).

В никеле с СМК-структурой на стадии первичной рекристаллизации кинетика нормального роста зерна не реализуется.

Наложение процессов непрерывной и прерывистой рекристаллизации и сложное влияние температуры на скорость зарождения и роста приводит в СМК-никеле к немонотонной зависимости размера зерна от температуры и времени отжига. После завершения рекристаллизации при увеличении времени выдержки размер зерна может уменьшаться, возможно, вследствие формирования зародышей на границах, сохранивших при отжиге неравновесное состояние. Подобная немонотонная зависимость размера рекристаллизованного

зерна от температуры или длительности отжига была обнаружена при исследовании чистого железа, железа технической чистоты (армко) и ниобия с СМК-структурой.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме “Давление” Г.р. № АААА-А18-118020190104-3. Электронно-микроскопическое исследование выполнено в ЦКП ИФМ УрО РАН. Авторы благодарят Н.В. Николаеву и В.П. Пилюгина за помощь в проведении эксперимента.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Lu K. Stabilizing nanostructures in metals using grain and twin boundary architectures // *Nature Reviews. Materials*. 2016. V. 1. P. 16019.
2. Popov V.V., Popova E.N. Behavior of Nb and Cu–Nb Composites under Severe Plastic Deformation and Annealing // *Mater. Trans*. 2019. V. 60. № 7. P. 1209–1220.
3. Попов В.В., Попова Е.Н., Кузнецов Д.Д., Столбовский А.В., Пилюгин В.П. Термическая стабильность структуры никеля, полученной кручением под высоким давлением в жидком азоте // *ФММ*. 2014. Т. 115. С. 727–736.
4. Gubicza J., Chinh N.Q., Dobatkin S.V., Khosravi E., Langdon T.G. Stability of Ultrafine-Grained Microstructure in FCC Metals Processed by Severe Plastic Deformation // *Key Engineering Materials*. 2011. V. 465. P. 195–198.
5. Zhou X., Li X.Y., Lu K. Enhanced thermal stability of nanograined metals below a critical grain size // *Science*. 2018. V. 360. P. 526–530.
6. Андриевский Р.А. Термическая стабильность наноматериалов // *Успехи химии*. 2002. Т. 71. № 10. С. 967–981.
7. Degtyarev M.V., Chashchukhina T.I., Voronova L.M. Thermal Stability of a Submicrocrystalline Structure of Metals and Alloys // *Phys. Met. Metall*. 2018. V. 119. № 13. P. 1329–1332.
8. Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В., Макаров И.М., Грязнов М.Ю. Рекристаллизация в микрокристаллических меди и никеле, полученных методами РКУ-прессования. III. Аномальный рост зерен. Модель // *ФММ*. 2004. Т. 97. № 1. С. 3–8.
9. Алёшин А.Н. Кинетические константы аномально-го роста зерен в нанокристаллическом никеле // *ФТТ*. 2016. Т. 58. Вып. 2. С. 401–408.
10. Дегтярев М.В., Воронова Л.М., Губернаторов В.В., Чащухина Т.И. О термической стабильности микрокристаллической структуры в однофазных металлических материалах // *ДАН*. 2002. Т. 386. № 2. С. 180–183.
11. Воронова Л.М., Дегтярев М.В., Чащухина Т.И. Рекристаллизация ультрадисперсной структуры чистого железа, сформированной на разных стадиях деформационного наклепа // *ФММ*. 2007. Т. 104. № 3. С. 275–286.
12. Xue Wang, Ping Li, Kemin Xue. Strain effect on grain refinement and thermal stability of ultrafinegrained mo-

- lybdenum processed by severe plastic deformation // Procedia Manufacturing. 2018. V. 15. P. 1487–1494.
13. *Красноперова Ю.Г., Воронова Л.М., Дегтярев М.В., Чашухина Т.И., Реснина Н.Н.* Рекристаллизация никеля при нагреве ниже температуры термоактивного зарождения // ФММ. 2015. Т. 116. № 1. С. 83–90.
 14. *Voronova L.M., Degtyarev M.V., Chashchukhina T.I., Krasnoperova Yu.G., Resnina N.N.* Effect of dynamic recovery on structure formation in nickel upon high-pressure torsion and subsequent annealing // Mater. Sci. Eng. A. 2015. V. 639. P. 155–164.
 15. *Смирнова Н.А., Левит В.И., Пилюгин В.П., Кузнецов Р.И., Дегтярев М.В.* Особенности низкотемпературной рекристаллизации никеля и меди // ФММ. 1986. Т. 62. Вып. 3. С. 566–570.
 16. *Горелик С.С.* Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 568 с.
 17. *Воронова Л.М., Дегтярев М.В., Чашухина Т.И.* Кинетика рекристаллизации ниобия с субмикроструктурной структурой // ФММ. 2019. Т. 120. № 10. С. 1036–1042.
 18. *Degtyarev M.V., Chashchukhina T.I., Voronova L.M., Patselov A.M., Pilyugin V.P.* Influence of the relaxation processes on the structure formation in pure metals and alloys under high-pressure deformation // Acta Mater. 2007. V. 55. P. 6039–6050.
 19. *Islamgaliev R.K., Chmelik F., Kuzel R.* Thermal structure changes in copper and nickel processed by severe plastic deformation // Mat. Sci. and Eng. 1997. A234–236. P. 335–338.
 20. *Humphreys F.J.* Review grain and subgrain characterisation by electron backscatter diffraction // J. Mater. Sci. 2001. V. 36. P. 3833–3854.
 21. *Салтыков Н.А.* Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970. 375 с.
 22. *Новиков В.Ю.* Вторичная рекристаллизация. М.: Металлургия, 1990. 128 с.
 23. *Красноперова Ю.Г., Дегтярев М.В., Воронова Л.М., Чашухина Т.И.* Влияние температуры отжига на рекристаллизацию никеля с ультрадисперсной структурой различного типа // ФММ. 2016. Т. 117. № 3. С. 279–286.
 24. *Degtyarev M., Chashchukhina T., Voronova L., Gapontseva T., Levit V.* Evolution of microstructure and microtexture upon recrystallization of submicrocrystalline niobium // Int. J. Ref. Metals & Hard Mater. 2020. V. 86. P. 105117.
 25. *Воронова Л.М., Дегтярев М.В., Чашухина Т.И.* Низкотемпературная рекристаллизация субмикроструктурной структуры армо-железа и стали 30Г2Р // ФММ. 2004. Т. 98. № 1. С. 93–102.
 26. *Перевезенцев В.Н., Пупынин А.С., Огородников А.Е.* Исследование эволюции диффузионных свойств неравновесных границ зерен при отжиге субмикроструктурных материалов // Letters on Materials. 2019. V. 9. № 1. P. 107–112.
 27. *Zhang H.W., Huang X., Phippan R., Hansen N.* Thermal behavior of Ni (99.967% and 99.5% purity) deformed to an ultra-high strain by high pressure torsion // Acta Mater. 2010. V. 58. P. 1698–1707.
 28. *Korzniikova E.A., Mironov S.Yu., Korznikov A.V., Zhilyaev A.P., Langdon T.G.* Microstructural evolution and electro-resistivity in HPT nickel // Mater. Sci. Eng. A. 2012. V. 556. P. 437–445.
 29. *Bhattacharjee P.P., Joshi M., Chaudhary V.P., Gatti J.R., Zaid M.* Texture Evolution During Cross Rolling and Annealing of High-Purity Nickel // Met. and Mater. Trans. A. 2013. V. 44. P. 2707–2716.