

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.24:539.89

ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫЕ УСЛОВИЯ ДЕФОРМАЦИИ И СТРУКТУРООБРАЗУЮЩИЕ ПРОЦЕССЫ В НИКЕЛЕ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

© 2023 г. К. Ю. Карамышев^а, *, Т. И. Чашухина^а, Л. М. Воронова^а,
М. В. Дегтярев^а, В. П. Пилюгин^а

^аИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

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

Поступила в редакцию 15.09.2022 г.

После доработки 13.10.2022 г.

Принята к публикации 21.10.2022 г.

Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии исследована структура никеля, деформированного сдвигом под давлением при температуре от 100 до 250°C. Установлена связь структуры и температурно-скоростных условий деформации, которые характеризуются параметром Холломоны–Зенера (Z). Показано, что при изменении температурно-скоростных условий деформации происходит изменение доминирующего структурообразующего процесса и формирующейся структуры. Выделены интервалы $\ln Z$, соответствующие этим процессам: динамическому возврату – $\ln Z > 25$; динамической рекристаллизации $21 < \ln Z < 25$; динамической полигонизации – $\ln Z < 21$.

Ключевые слова: никель, сдвиг под давлением, температурно-скомпенсированная скорость деформации, динамическая рекристаллизация, динамическая полигонизация

DOI: 10.31857/S0015323022601234, **EDN:** KPYLBK

ВВЕДЕНИЕ

Образование субмикроструктурной (СМК) структуры в металлах и сплавах при деформации приводит наряду с упрочнением к снижению температуры начала рекристаллизации. Данный факт воспринимается как снижение термической стабильности структуры материала [1]. Переход деформационной СМК-структуры к равновесному состоянию при отжиге может произойти двумя путями: путем роста отдельных центров рекристаллизации или за счет одновременного совершенствования границ и формы образующих структуру микроструктур.

В никеле рекристаллизация проходит по первому пути. В результате отдельные зерна уже на начальном этапе рекристаллизации увеличивают свой размер до 1 мкм и более, что приводит к невозможности образования рекристаллизованной субмикроструктурной структуры [2].

Можно повысить стабильность структуры за счет снижения запасенной энергии деформации. Для этого деформацию проводят при повышенной температуре, в том числе в условиях динамической рекристаллизации (ДР).

Известно, что структурообразование в условиях ДР зависит от температурно-скоростных условий деформации, которые часто характеризуют

параметром Холломоны–Зенера (Z) [3–5]. Для материалов строят диаграммы структурных состояний, которые характеризуют тип структуры в зависимости от температуры и скорости деформации, нанося на одну из осей значения параметра Z . Например, на диаграмме структурных состояний для установившейся стадии деформации алюминиевых сплавов АВ и АК8 [3] выделяют 3 области: область полигонизации; область рекристаллизации, а также смешанную область, в которой проходят оба процесса. Значения $\ln Z$, при которых протекает рекристаллизация, лежат в интервале от 24 до 32.

В работе [4] рассматривается изменение $\ln Z$ при деформации низкоуглеродистой стали горячей осадкой. Выявлено, что при больших значениях $\ln Z$ механизмом формирования структуры является динамический возврат (ДВ), а при низких значениях – ДР.

В работе [6] при деформации растяжением жаропрочного сплава типа нимоник было установлено, что ДР развивается в интервале значений $\ln Z$ от 34 до 42, при увеличении $\ln Z$ больше 42 ДР не наступает, в этом случае происходит деформационное упрочнение, которое в условиях растяжения приводит к разрушению материала. При $\ln Z$ меньше 34 развитию ДР препятствует динамический возврат, в этом случае в материале фор-

мируется субзеренная структура динамической полигонизации.

В работе [7] наблюдали ДР при деформации меди сдвигом под высоким давлением (СПД) при комнатной температуре. Динамическая рекристаллизация в меди развивалась при тех же значениях $\ln Z$, что и в нимонике [6].

Границы стадий структурных состояний определяют по изменению наклона зависимости анализируемого параметра от $\ln Z$. В качестве такого параметра используют напряжение течения [4], твердость [7], энергию границ [8] или коэффициент скоростной чувствительности [9].

В никеле ДР при комнатной температуре не наблюдается [2, 10]. В работе [11] деформацию никеля проводили методом СПД при 150°C. Было обнаружено, что динамическая рекристаллизация в никеле при данной температуре начинается при следующих условиях: $e > 2.5$; $\ln Z < 25$. Температура деформации 150°C оказалась недостаточной для того, чтобы основным структурообразующим процессом стал динамический возврат.

Настоящая работа посвящена исследованию влияния температурно-скоростных условий деформации сдвигом под давлением при 100–250°C (что соответствует гомологической температуре от 0.21 до 0.30) на структурообразующие процессы и установлению стадий структурных состояний в никеле.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали монокристаллический Ni (99.98 мас. %). Образцы имели форму диска диаметром 5 мм и толщиной 0.3 мм. Плоскость образца была параллельна плоскости {111} монокристалла. Деформацию проводили при температурах 100, 150, 200 и 250°C сдвигом под давлением 6 ГПа в наковальнях Бриджмена из сплава ВК6 с поворотом наковальни на 5 оборотов. Истинную деформацию (e) рассчитывали по формуле [7]:

$$e = \ln \left(1 + \left[\frac{\varphi^* r_i}{h_{ir}} \right]^2 \right)^{1/2} + \ln \frac{h_0}{h_{ir}},$$

где φ — угол поворота наковальни (рад); r_i — расстояние от центра образца; h_0 — исходная толщина образца; h_{ir} — толщина образца после деформации на соответствующем радиусе. Истинная деформация на расстоянии 1.5 мм от центра образца при разной температуре деформирования составила 7.8–8.8. Погрешность определения истинной деформации составляла 0.2.

Температурно-скоростные характеристики деформации (параметр Холломоны–Зинера) рассчитывали по формуле [6]:

$$\ln Z = \ln \frac{\Delta e}{\Delta \tau} + \left(\frac{\Delta H}{RT} \right),$$

где $\Delta e/\Delta \tau = \dot{\epsilon}$ — истинная скорость деформации; ΔH — энергия активации роста зерен (92 кДж/моль [11]); R — универсальная газовая постоянная; T — температура деформации (К). Погрешность определения $\ln Z$ составила 0.5.

Структуру никеля исследовали в плоскости сдвига на расстоянии 1.5–1.0 мм от центра образца методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с помощью JEM 200CX и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с использованием QUANTA200 Pegasus с приставкой для анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов — EBSD. EBSD анализ проводили при ускоряющем напряжении 20 кВ, шаг сканирования варьировали от 0.04 до 0.30 мкм, а площадь сканирования — от 0.26 до 4.70 мм². При анализе из рассмотрения исключали точки с индексом конфиденциальности (CI) ниже 0.1 и зерна, содержащие 4 и менее пикселей. По данным электронной микроскопии (ПЭМ и СЭМ) определяли размеры элементов структуры (d) — дислокационных ячеек и микрокристаллитов, рекристаллизованных зерен, с погрешностью, не превышающей 10%. Термином “микрокристаллит” мы называем упруго искаженный элемент структуры, практически не содержащий дислокации и окруженный большеугловыми границами (БУГ) деформационного происхождения. По результатам EBSD-анализа определяли средний угол разориентировки зерен, долю рекристаллизованной структуры и рассчитывали плотность геометрически необходимых дислокаций. К рекристаллизованным относили зерна, в которых разброс ориентировки (GOS) не превышал 2.5°. Плотность дислокаций рассчитывали по формуле [12]:

$$\rho_{\text{GDN}} = \frac{\alpha \theta_{\text{КАМ}}}{bx},$$

где α — постоянная (для ГЦК $\alpha = 3$), b — вектор Бюргерса (для никеля 0.249 нм [13]), x — шаг сканирования, $\theta_{\text{КАМ}}$ — средняя кернер разориентации (рад), определенная как средний угол разориентировки между выбранной точкой (пикселем) и всеми соседними пикселями во второй координатной сфере.

Накопленную энергию деформации рассчитывали по формуле [14]:

$$E = \frac{\rho_{\text{GDN}} b^2 G}{2},$$

где G — модуль сдвига (для никеля 73 ГПа [15]).

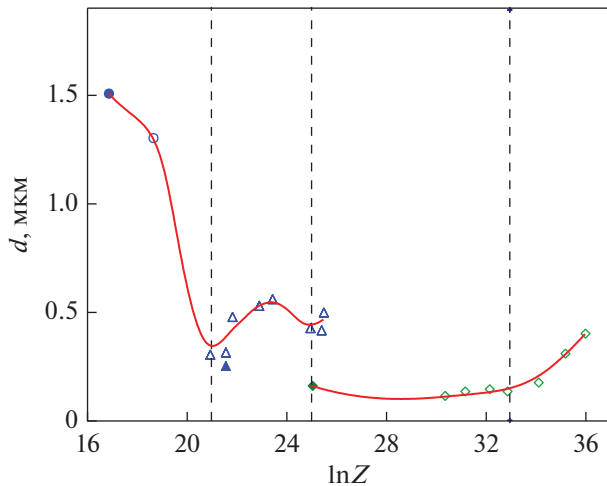


Рис. 1. Зависимость среднего размера элементов структуры (d) никеля от температурно-скоростных условий деформации ($\ln Z$). $\diamond$ – 20 [10]; Δ – 150 [11]; $\blacklozenge$ – 100; $\blacktriangle$ – 150; $\circ$ – 200; $\bullet$ – 250°C.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Для получения в образцах никеля СМК структуры проводили СПД на 5 оборотов наковальни. Скорость вращения наковальни была постоянной, но при изменении температуры изменялась деформируемость никеля и, соответственно, истинная скорость деформации. Кроме того, истинная скорость деформации сдвигом под давлением существенно изменяется по радиусу образца, поскольку за равное время деформирования на периферии и в центре образца достигается разная истинная деформация [7]. Поэтому истинную скорость деформации рассчитывали на фиксированном расстоянии (1.5 мм) от центра образца. Расчетные значения истинной деформации и параметра $\ln Z$, а также средние размеры элементов структуры, соответствующие различным температурам деформации, приведены в табл. 1.

Для определения интервалов $\ln Z$, на каждом из которых доминирующим является определенный структурообразующий процесс, были привлечены данные, полученные нами ранее при исследовании никеля, деформированного при 20 и 150°C [10, 11]. В результате был построен график

зависимости среднего размера элементов структуры от $\ln Z$ (рис. 1). На полученном графике можно наблюдать 3 точки, в которых происходит изменение зависимости. В области $16 < \ln Z < 21$ средний размер элементов структуры снижается, затем изменяется немонотонно, а при $\ln Z = 25$ скачкообразно снижается. В интервале $25 < \ln Z < 33$ значение d сохраняется практически постоянным, дальнейший рост $\ln Z$ сопровождается увеличением размеров элемента структуры. Такое поведение зависимости может свидетельствовать об изменении доминирующего в материале структурообразующего процесса при изменении температурно-скоростных условий деформации.

Предыдущие исследования [10] показали, что деформация при 20°C до $e = 5.3$ происходит в условиях деформационного упрочнения и сопровождается измельчением элементов структуры. Дальнейшая деформация приводит к развитию ДВ, который становится доминирующим релаксационным процессом. Значения $\ln Z$, приведенные на рис. 1 для деформации при 20°C, были рассчитаны по данным работы [10]. Сопоставление эволюции структуры при деформации [10] с рассчитанными значениями $\ln Z$ показало, что переходу от деформационного упрочнения к ДВ соответствует $\ln Z = 33$.

На рис. 2 показана структура, полученная в результате деформации на 5 оборотов при температуре 20 и 100°C. После деформации $e = 9.6$ при 20°C структура образована преимущественно микрорекристаллитами (СМК-структура, рис. 2а). После деформации $e = 8.8$ при температуре 100°C (рис. 2б, 2в) микрорекристаллиты становятся более равноосными. Коэффициент формы (отношение длины проекции микрорекристаллита к ширине проекции) с ростом температуры деформации снижается от 2.1 до 1.4. Следует отметить, что уменьшение коэффициента формы связывают с действием динамического возврата [16]. Повышение температуры деформации до 100°C (снижение $\ln Z$ до 25.0) не привело к изменению типа структуры, а средний размер элементов структуры незначительно увеличился (табл. 1).

Приведенные на рис. 1 значения $\ln Z$ для деформации при 150°C взяты из работы [11]. Интервал значений составляет $21 < \ln Z < 25$. В работе [11] была исследована эволюция структуры в данных условиях деформации и показано, что в никеле, деформированном при 150°C с $e > 2.5$, развивается динамическая рекристаллизация, имеющая циклический характер. Вероятно, с цикличностью ДР связано немонотонное изменение d от $\ln Z$ (рис. 1).

Дополнительные исследования, проведенные в настоящей работе методом EBSD-анализа, позволили установить, что в результате деформации с $e = 8.6$ при $\ln Z = 21.5$ сформировалась бимодальная структура, состоящая из относительно крупных зерен (более 1 мкм) и мелких (около 0.1 мкм),

Таблица 1. Параметры деформации e и $\ln Z$ при разных температурах деформации и соответствующие характеристики структуры

$T_{\text{деф}}, ^\circ\text{C}$	$e(\pm 0.2)$	$\ln Z(\pm 0.5)$	$d, \text{мкм}$	$\rho_{\text{GDN}}, \text{м}^{-2}$
20 [10]	9.6	33.0	0.13	—
100	8.8	25.0	0.16	—
150	8.6	21.5	0.27	3×10^{15}
200	8.8	18.7	1.4	6×10^{14}
250	8.3	16.9	1.7	6×10^{14}

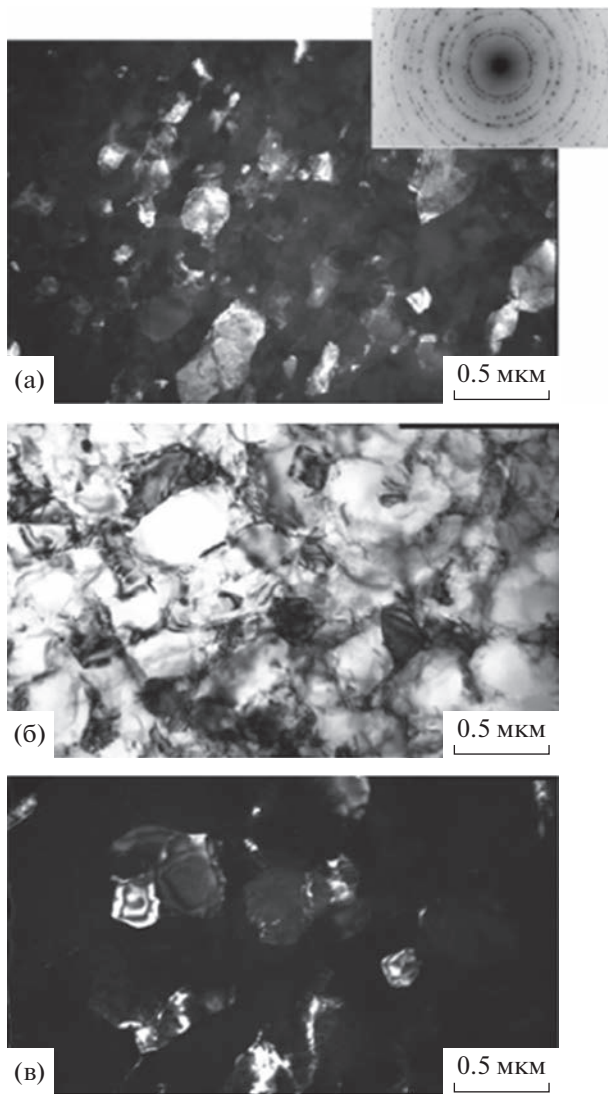


Рис. 2. Структура никеля, деформированного на 5 оборотов наковальни при температуре: а – 20°C ($\epsilon = 9.2$, $\ln Z = 33.0$), б, в – 100°C ($\epsilon = 8.8$, $\ln Z = 25.0$); а, в – темнопольное изображение в рефлексе типа (110), б – светопольное изображение (ПЭМ).

образующих ожерелье по границам крупных зерен (рис. 3).

Доля мелких зерен превышает 75% от общего числа зерен. Средний угол разориентировки во всем ансамбле зерен составляет 31°. ПЭМ-исследование показало, что структуру образуют различные элементы: рекристаллизованные зерна, свободные от дислокаций; зерна, содержащие дислокационную субструктуру; микрокристаллиты (рис. 4). Часто плотность дислокаций неравномерно распределена в теле зерна. Такая структура характерна для ДР [3, 6]. Средний размер зерен и субзерен по данным ПЭМ составляет 0.27 мкм, по данным СЭМ – 0.24 мкм.

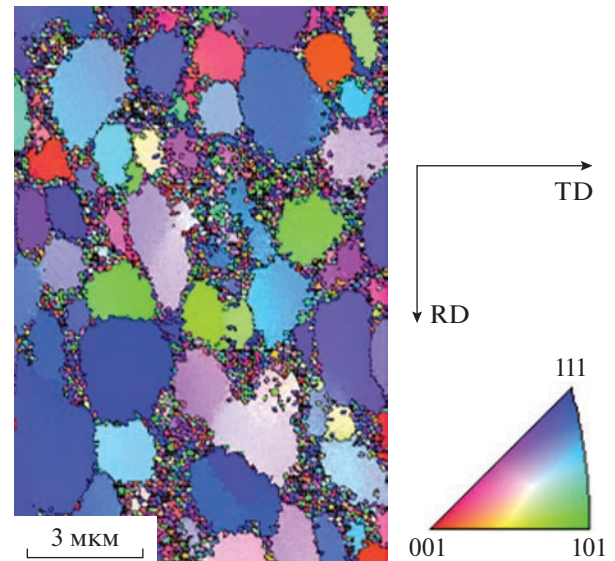


Рис. 3. Ориентационная карта в цветах обратной полюсной фигуры с наложением схемы БУГ никеля, деформированного при 150°C (СЭМ).

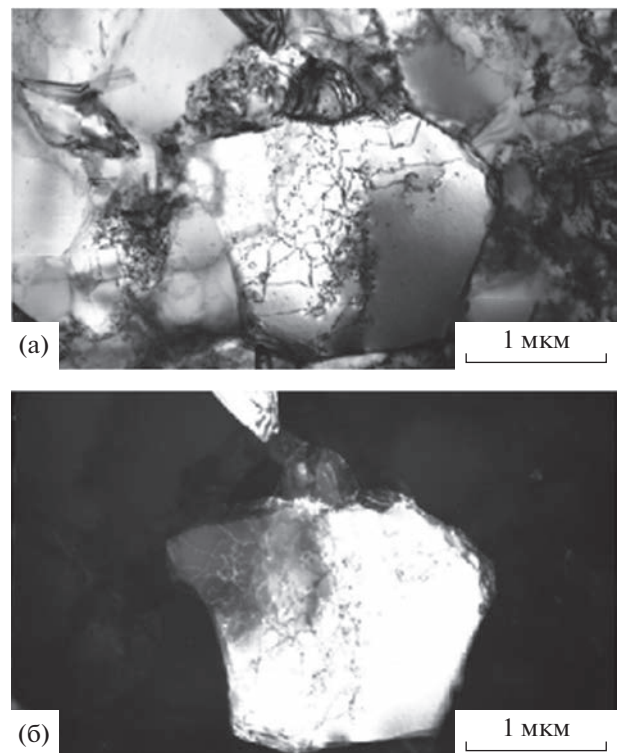


Рис. 4. Микроструктура никеля, деформированного при температуре 150°C ($\epsilon = 8.6$, $\ln Z = 21.5$); а – светопольное изображение, б – темнопольное изображение (ПЭМ).

Таким образом, повышение температуры деформации от 100 до 150°C привело к существенному изменению типа структуры (изменению доминирующего структурообразующего процесса) и увеличению размеров ее элементов (рис. 3, 4).

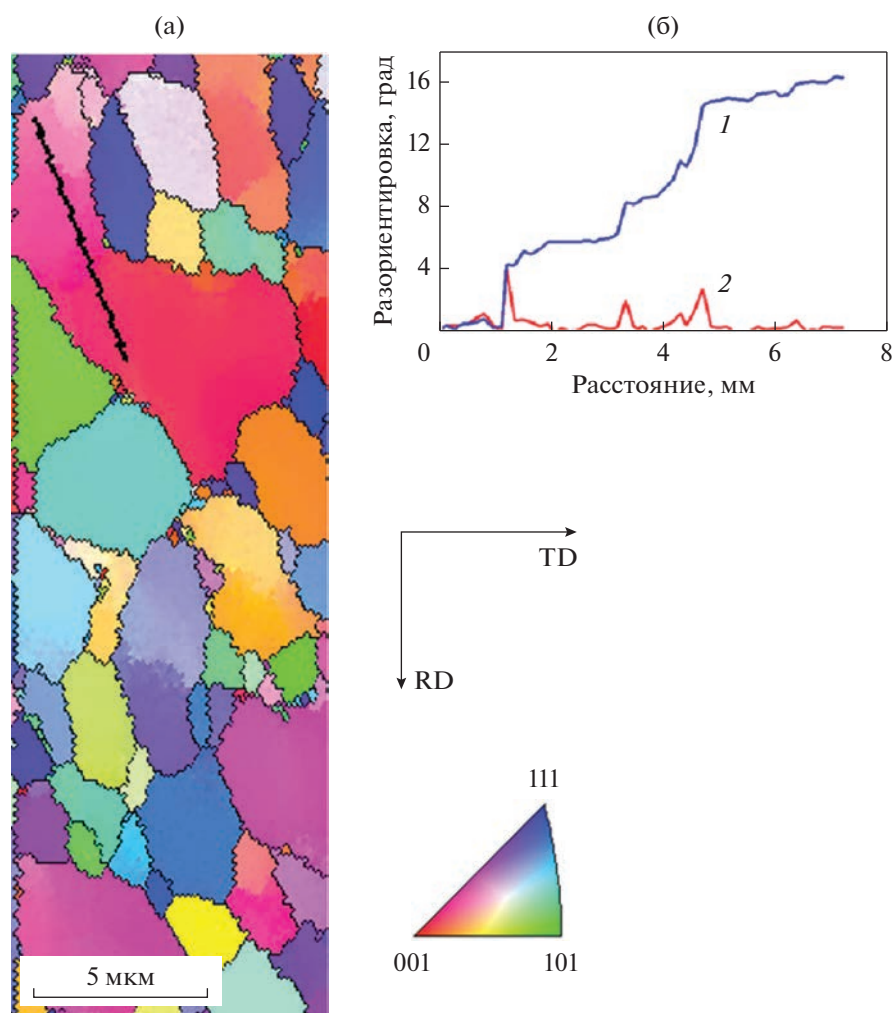


Рис. 5. а — Ориентационная карта в цветах обратной полюсной фигуры с наложением схемы БУГ никеля, деформированного при 200°C, б — разориентировка вдоль линии сканирования, 1 — относительно исходной точки, 2 — между соседними точками (СЭМ).

Деформация никеля при 200°C сопровождается неравномерным ростом зерен. Согласно СЭМ-исследованиям, размер отдельных наиболее крупных зерен превышает 10 мкм (рис. 5а). В таких зернах наблюдаются дислокационные стенки, создающие внутри зерна локальные разориентировки до 5° (рис. 5б), что является результатом динамической полигонизации (ДП) [3]. Средний размер зерна составляет 1.4 мкм. ПЭМ исследования также показали образование дислокационных стенок внутри некоторых зерен (рис. 6).

После деформации при температуре 250°C более явно выявляются последствия ДП (рис. 7). Возрастает разориентировка на субграницах внутри зерен, достигая 7 градусов (рис. 7б). Снижается доля площади, занятой рекристаллизованными зернами (рис. 8). Сохраняется средний угол разориентировки — 30°.

Доля площади, занятой зернами, размеры которых превышают средний размер зерна в пять раз, составляет около 20%. Это может свидетельствовать о склонности структуры ко вторичной рекристаллизации при последующем нагреве [17].

По границам некоторых крупных зерен наблюдаются мелкие зерна. Следует отметить, что таких мелких зерен больше, чем после деформации при 200°C, но значительно меньше, чем после СПД при 150°C. Средний размер зерна 1.7 мкм, максимальный 17 мкм. ПЭМ-исследования показали присутствие в структуре как дислокационных субграниц, так и БУГ, а также неравномерное распределение плотности дислокаций внутри зерен (рис. 9).

Таблица 1 и рис. 8 демонстрируют, что при деформации в интервале температур 150–200°C произошло значительное (на порядок) понижение плотности дислокаций, и, как следствие, запасенной энергии, что говорит о развитии релак-

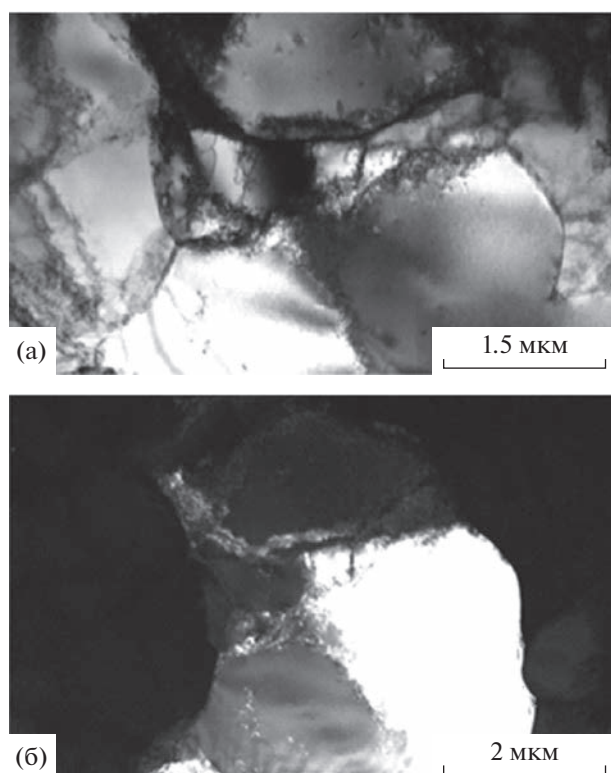


Рис. 6. Микроструктура никеля, деформированного при температуре 200°C ($\epsilon = 8.8$, $\ln Z = 18.7$); а – светлопольное изображение, б – темнопольное изображение (ПЭМ).

сационного процесса (динамической рекристаллизации или возврата). Дальнейшего изменения плотности дислокаций при повышении температуры деформации не наблюдается.

При 200 и 250°C дислокации, образующиеся в ходе деформации в рекристаллизованных зернах, не накапливаются в отдельных объемах зерен, а аннигилируют или формируют дислокационные стенки. В результате напряжения, необходимые для формирования новых зародышей ДР, не достигаются. Аналогичные наблюдения были сделаны неоднократно, например, в [18] при исследовании алюминия, деформированного при различных температурах. В этой работе было показано, что при температуре деформации ниже $0.7 T_{пл}$ протекает динамическая рекристаллизация, а деформация при температуре выше $0.7 T_{пл}$ ($0.88-0.97 T_{пл}$) динамическая рекристаллизация уступает место динамической полигонизации, формирующей субструктуру с малоугловыми границами. Таким образом, наши результаты позволяют сделать заключение о смене релаксационного процесса с ДР на ДП.

Было проведено сравнение структуры, полученной в ходе деформации при 100–250°C, со структурой, которая сформировалась в результате статической рекристаллизации при 100–250°C СМК-структуры, полученной СПД при комнатной температуре [2, 19].

Средний размер статически рекристаллизованного зерна после отжига при 100, 150, 200 и

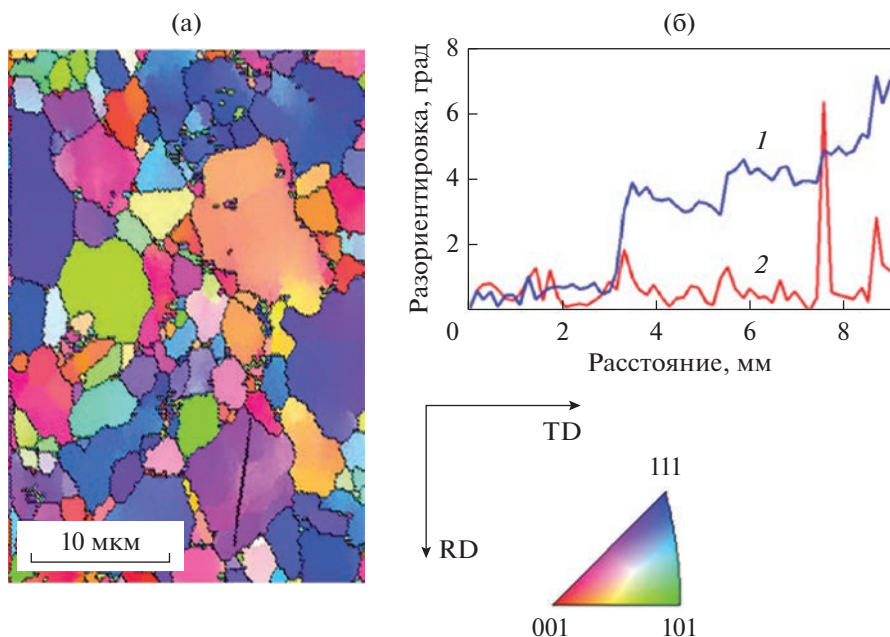


Рис. 7. а – Ориентационная карта в цветах обратной полюсной фигуры с наложением схемы БУГ никеля, деформированного при 250°C, б – разориентировка вдоль линии сканирования, 1 – относительно исходной точки, 2 – между соседними точками (СЭМ).

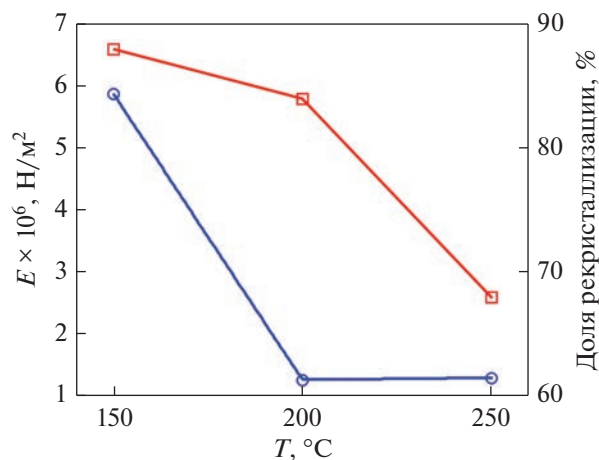


Рис. 8. Зависимость запасенной энергии (○) и доли площади, занятой рекристаллизованными зернами (□), от температуры деформации в никеле.

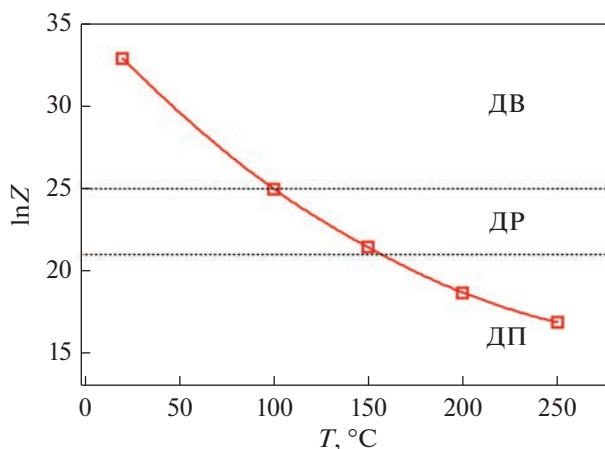


Рис. 10. Зависимость температурно-скоростных условий деформации ($\ln Z$) от температуры деформации никеля.

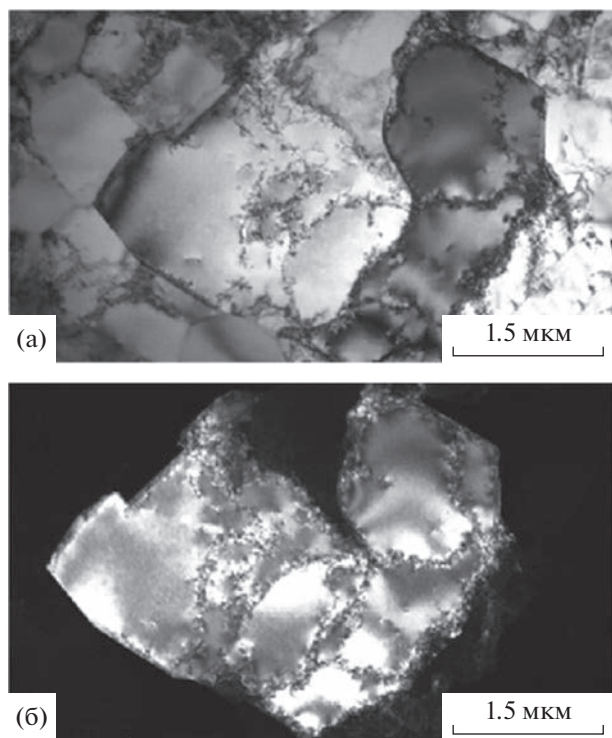


Рис. 9. Микроструктура никеля, деформированного при температуре 250 °C ($\epsilon = 8.3$, $\ln Z = 16.9$); а – светлое поле, б – темное поле.

250 °C составляет 0.2, 0.3, 5 и 4 мкм соответственно. Средние размеры элементов структуры после деформации при температуре, соответствующей температуре отжига СМК структуры, приведены в таблице. Видно, что СПД при 100 и 150 °C (в условиях динамического возврата и рекристаллизации) приводит к формированию структуры

такой же дисперсности, как и отжиг при этих температурах. СПД при 200 и 250 °C (в условиях динамической полигонизации) формирует структуру с зерном в 2–3 раза более мелким, чем статическая рекристаллизация. Это согласуется с установленным в настоящей работе снижением запасенной энергии деформации (рис. 8).

На рис. 10 приведена диаграмма структурных состояний, реализованных в никеле после СПД на 5 оборотов наковальни на расстоянии 1.5 мм от центра образца. Структурные исследования показали, что при температуре деформации 20 и 100 °C доминирующим релаксационным процессом является ДВ; при 150 °C развивается ДР; а при 200 и 250 °C – ДП. Исходя из полученных результатов, можно выделить интервалы $\ln Z$, в каждом из которых доминирующим оказывается какой-то определенный структурообразующий процесс: 1) динамический возврат ($\ln Z > 25$); 2) динамическая рекристаллизация ($21 < \ln Z < 25$); 3) динамическая полигонизация ($\ln Z < 21$).

Благодаря полученным данным, при проведении деформации сдвигом под давлением без привлечения структурных исследований можно прогнозировать доминирующий релаксационный процесс, протекающий в никеле, и соответствующее ему структурное состояние.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии проведены исследования никеля, деформированного сдвигом под давлением при температурах от 20 до 250 °C.

Установлено, что при температурах деформации 20–100 °C наблюдаются признаки динамического возврата. При 150 °C в никеле развивается

динамическая рекристаллизация. При 200 и 250°C в рекристаллизованных зернах наблюдаются дислокационные стенки, что свидетельствует о динамической полигонизации.

Основной релаксационный механизм при структурообразовании со снижением $\ln Z$ изменяется в последовательности ДВ, ДР, ДП:

- 1) $\ln Z > 25$ — динамический возврат;
- 2) $21 < \ln Z < 25$ — динамическая рекристаллизация;
- 3) $\ln Z < 21$ — динамическая полигонизация.

В результате деформации при 200–250°C, формируется структура с зерном в 2–3 раза более мелким, чем в результате статической рекристаллизации при отжиге в том же интервале температур СМК-структуры, полученной при комнатной температуре. Вероятно, это связано со снижением запасенной энергии деформации при динамической полигонизации.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России (теме “Давление” № 122021000032-5) с использованием оборудования ЦКП “Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов” ИФМ УрО РАН. Авторы благодарят Н.В. Николаеву за помощь в проведении эксперимента.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические материалы. Екатеринбург: УрО РАН, 2003. 279 с.
2. 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.
3. Горелик С.С., Добаткин С.В., Кануткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МИСИС. 2005. 432 с.
4. Narayana Murty S.V.S., Shiro Torizuka, Kotobu Nagai. Microstructural evolution during simple heavy warm compression of a low carbon steel: Development of a processing map // Mater. Sci. and Eng. A. 2005. V. 410–411. P. 319–323.
5. Lu Li, Yu Wang, Hao Li, Wei Jiang, Tao Wang, Cun-Cai Zhang, Fang Wang. Effect of the Zener–Hollomon parameter on the dynamic recrystallization kinetics of Mg–Zn–Zr–Yb magnesium alloy // Comp. Mater. Sci. 2019. V. 166. P. 221–229.
6. Левит В.И., Смирнов М.А. Высокотемпературная термомеханическая обработка аустенитных сталей и сплавов. Челябинск: ЧГТУ, 1995. 276 с.
7. Чашухина Т.И., Дегтярев М.В., Романова М.Ю., Воронова Л.М. Динамическая рекристаллизация в меди, деформированной сдвигом под давлением // ФММ. 2004. Т. 98. Вып. 6. С. 98–107.
8. Li Y.S., Zhang Y., Tao N.R., Lu K. Effect of the Zener–Hollomon parameter on the microstructures and mechanical properties of Cu subjected to plastic deformation // Acta Mater. 2009. V. 57. P. 761–772.
9. Evgueni I. Poliak. Dynamic recrystallization control in hot rolling // Procedia Manufactur. 2020. V. 50. P. 362–367.
10. Пилюгин В.П., Гапонцева Т.М., Чашухина Т.И., Воронова Л.М., Щинова Л.И., Дегтярев М.В. Эволюция структуры и твердости никеля при холодной и низкотемпературной деформации под давлением // ФММ. 2008. Т. 105. Вып. 4. С. 438–448.
11. Дегтярев М.В., Воронова Л.М., Чашухина Т.И., Пилюгин В.П., Реснина Н.Н. Эволюция структуры никеля в ходе деформации сдвигом под высоким давлением при 150°C // ФММ. 2017. Т. 118. № 3. С. 270–277.
12. Moussa C., Bernacki M., Besnard R., Bozzolo N. About quantitative EBSD analysis of deformation and recovery substructures in pure Tantalum // IOP Conf. Series: Mater. Sci. and Eng. 2015. V. 89. P. 012038.
13. Zhang H.W., Huang X., Pippin 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.
14. Betanda Y.A., Helbert A.-L., Brisset F., Mathon M.-H., Waeckerlé Th., Baudin Th. Measurement of stored energy in Fe–48% Ni alloys strongly cold-rolled using three approaches: Neutron diffraction, Dillamore and KAM approaches // Mater. Sci. Eng. A. 2014. V. 614. P. 193–198.
15. Дриц М.Е., Будберг П.Б., Бурханов Г.С., Дриц А.М., Пановко В.М. Свойства элементов: Справ. Изд // М.: Металлургия. 1985. 672 с.
16. Langford G., Cohen M. Strain hardening of iron by severe plastic deformation // Trans ASM. 1969. V. 62. P. 623–638.
17. Новиков В.Ю. Вторичная рекристаллизация. М.: “Металлургия”, 1990. 128 с.
18. Беляев С.П., Лихачев В.А., Мышляев М.М., Сеньков О.Н. Динамическая рекристаллизация алюминия // ФММ. 1981. Т. 52. Вып. 3. С. 617–626.
19. Воронова Л.М., Дегтярев М.В., Чашухина Т.И. Кинетика роста зерна при нагреве никеля, деформированного сдвигом под давлением // ФММ. 2021. Т. 122. № 6. С. 600–607.