

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.71:539.89

ИЗУЧЕНИЕ ПОВЕДЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АА 6063 ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ПО ДАННЫМ МИКРОСТРУКТУРЫ И КАРТАМ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЕГО МЕХАНОТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК

© 2019 г. Юаньчунь Хуан^{a, b, *}, Лянчунь Лью^a, Чженбин Сяо^a, Саньсин Ван^b

^aНаучно-исследовательский институт легких сплавов, Центральный южный университет,
Чанша, 410012 Китай

^bФакультет общего и электротехнического машиностроения, Центральный южный университет,
Чанша, 410083 Китай

*e-mail: science@csu.edu.cn

Поступила в редакцию 03.10.2017 г.

После доработки 16.07.2018 г.

Принята к публикации 08.05.2019 г.

Испытания алюминиевого сплава АА 6063 на горячую изотермическую деформацию сжатием были проведены на исследовательском комплексе Gleeble-3810, моделирующем силовое и термическое воздействие на образец при четырех различных скоростях деформирования (0.01, 0.1, 1 и 10 с⁻¹) и пяти различных температурах (300, 350, 400, 450 и 500°С). Основываясь на конституционных соотношениях, положенных в основу обработки экспериментальных данных, для оценки эффекта диссипации энергии (η) (силового воздействия на деформируемый образец) и идентификации режимов с характерной нестабильностью течения материала было осуществлено построение карт эффективности механотермической обработки (ЭМТО) сплава АА 6063. ЭМТО-карты были построены для отображения двух областей с относительно высоким значением η при степени относительной деформации 0.6, а именно, (300–320)°С/(0.01–0.02) с⁻¹ и (400–500)°С/(0.01–1) с⁻¹. На ЭМТО-картах было также отмечено наличие двух областей нестабильности течения материала: при (300–325)°С/(0.06–1.5) с⁻¹ и (350–500)°С/(3–10) с⁻¹. Микроструктуру изучали методами оптической микроскопии и построения карт распределения интенсивности дифрагирования–отражения обратно рассеянных электронов (EBSD), свидетельствовавших о том, что деформированные образцы испытывали в условиях деформации (300–320)°С/(0.01–0.02) с⁻¹ только динамический возврат. В то же время при 500°С/0.01 с⁻¹ на тех же образцах была отмечена высокая степень динамической рекристаллизации, приведшей в итоге к формированию структуры мелкодисперсных равноосных зерен. При высоких скоростях деформирования выделения на дислокациях приводят к явлению закрепления на них дислокаций, что ведет к эффективному проявлению концентраторов внутренних напряжений. Развивается локализация пластической деформации, приводящая к термопластической неустойчивости течения материала. Тем самым, оптимальными условиями механо-термической обработки алюминиевого сплава АА 6063, определенными из кривых “истинное напряжение – истинная относительная деформация”, из ЭМТО-карт и результатов микроструктурного анализа, является 500°С/0.01 с⁻¹.

Ключевые слова: алюминиевый сплав АА 6063, поведение при горячей деформации, карты эффективности механотермической обработки, эволюция микроструктуры

DOI: 10.1134/S0015323019110160

1. ВВЕДЕНИЕ

Общепризнанным считается мнение, что течение материала в процессе его пластической деформации является весьма сложным и определяющим протекание разнообразных процессов [1–4]. Такие параметры процесса как температура деформации, скорость деформирования и величина соответствующей относительной деформации в огромной степени сказываются на микроструктуре формируемой детали, что в свою очередь определяет ее конечные свойства. Поэтому выбор параметров деформационного процесса будет всегда сказываться на эволюции микроструктуры.

Авторы [5] были первыми, кто ввел понятие ЭМТО-карт на основе использования динамического моделирования поведения материалов, позволяющего связать эволюцию их микроструктуры и течение материала через введение конституционных соотношений [6]. Такие ЭМТО-карты находят широкое применение при изучении металлов, сплавов, композитов с металлической матрицей и прочих им подобных материалов [7–10]. В [8] исследованы деформационные механизмы и характеристики обрабатываемости в горячую нанокompозитов алюминиевый сплав–Al₂O₃ и установлены оптимальные параметры их механотермической обработки.

Конститутивная модель и ЭМТО-карты модельного Al–Mg–Si сплава были использованы авторами [11] для симуляции его сложно-профильного экструдирования. Более того, метод ЭМТО-картирования был успешно использован в случаях суперсплава UNS10276 на никелевой основе [12], экструдированного сплава Mg–10Li–1Zn [13] и титанового сплава TB17 [14]. В целом привлечение ЭМТО-карт является надежным и эффективным способом прогнозирования оптимальных параметров. Вместе с этим величина температур деформации, скоростей деформирования и относительные деформации, безусловно, сказываются на ходе механотермической обработки алюминиевых сплавов серии 6063. Поэтому конститутивные модели и ЭМТО-карты, конструируемые традиционными методами, не могут быть использованы для установления оптимальных параметров механотермической обработки алюминиевого сплава АА 6063. Далее следует отметить, что вышеупомянутые исследования, как правило, не включают количественных оценок по эволюции микроструктуры для установления механизмов деформации изучаемого материала.

Благодаря своим отличным механическим характеристикам, таким как низкий удельный вес, высокое значение отношения прочность/масса и подходящее сопротивление коррозии, выбор Al–Mg–Si сплавов в высшей степени предпочтителен для промышленного производства деталей и компонентов аэрокосмических, автомобильных и судовых агрегатов [15–18]. Однако весьма важно то, что в сравнении с алюминиевыми сплавами серии бxxx, себестоимость конкретных алюминиевых сплавов серий 2xxx и 7xxx достаточно высока [19]. Алюминиевые сплавы АА 6063 являются традиционными конструкционными материалами, находящими применение в автомобилестроении и архитектурных сооружениях для снижения их веса. Поведение алюминиевых сплавов АА 6063 при деформировании в условиях повышенных температур и является объектом исследования данной работы. Получение надежных ЭМТО-карт для исследуемого нами сплава оказывается принципиально важным, чтобы избежать случаев реализации нестабильного течения материала и, напротив, добиться получения желаемой микроструктуры. В итоге надежность и достоверность использованной нами ЭМТО-карты нашла свое подтверждение в результатах микроструктурных наблюдений.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве исходных материалов в наших экспериментах были использованы заготовки алюминиевого сплава АА 6063 размером $\varnothing 120$ мм \times \times 380 мм. В табл. 1 приведен химический состав (только по основным компонентам) этого сплава. Заготовки прошли гомогенизацию при 560°C в течение 9 ч и затем были обработаны на токарном станке до образцов цилиндрической формы диа-

Таблица 1. Химический состав алюминиевого сплава АА 6063 (в вес. %)

Mg	Si	Cu	Cr	Ti	Fe	Mn	Al
0.75	0.48	0.12	0.10	0.11	0.37	0.10	Ост.

метром 10 мм и высотой 15 мм. Эксперименты проведены на термосимуляторе марки Gleeble-3810 на четырех различных скоростях деформирования (0.01, 0.1, 1 и 10 с⁻¹) при пяти различных температурах (300, 350, 400, 450 и 500°C). Образцы были продеформированы путем их сжатия до 50% по высоте до истинной относительной деформации 0.7. Все образцы были нагреты в результате пропускания через них электрического тока (скорость нагрева составила 10 К/с) вплоть до достижения желаемой температуры деформации. При этой температуре образцам была дана 120-секундная выдержка для их кондиционирования. Сразу после горячей деформации (ГД), образцы были закалены в воду для сохранения их ГД микроструктуры. Для снижения сил трения между пуансоном и образцом во время его деформирования в качестве прокладки была использована графитовая фольга диаметром, равным диаметру поперечного сечения образца. Скорость деформирования и температуру во время компрессионного теста автоматически контролировали и записывали посредством компьютерного интерфейса. Компьютерная программа Origin 8.0 была использована для представления экспериментальных данных в виде графиков.

Перед проведением наблюдений микроструктуры, продеформированные образцы вырезали вдоль оси сжатия, полученный срез полировали и подвергали в течение нескольких минут электрохимическому травлению в растворе 10 мл фтороборной кислоты и 400 мл воды. Микроструктуру образцов наблюдали с помощью оптического микроскопа марки Olympus. Образцы для проведения EBSD картирования (дифракции обратно рассеянных электронов) были приготовлены посредством электрополировки в 10-(об.)%-ном растворе кислоты HClO₄ в спирте при напряжении в 20 В в течение 10 с и затем исследованы с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) Zeiss EVO MA10, оборудованного EBSD-анализатором.

Согласно динамической модели материалов, их можно расценивать как объекты, на которых в процессе горячей деформации происходит диссипация энергии силового воздействия, и мгновенное значение энергии (P), подвергшейся диссипации, может быть представлено в виде суммы двух взаимодополняющих функций: вариантной (G) и ко-вариантной (J) составляющей [20]:

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \delta \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} ds, \quad (1)$$

где G – энергия, испытывавшая диссипацию через пластическую деформацию, J – энергия, испы-

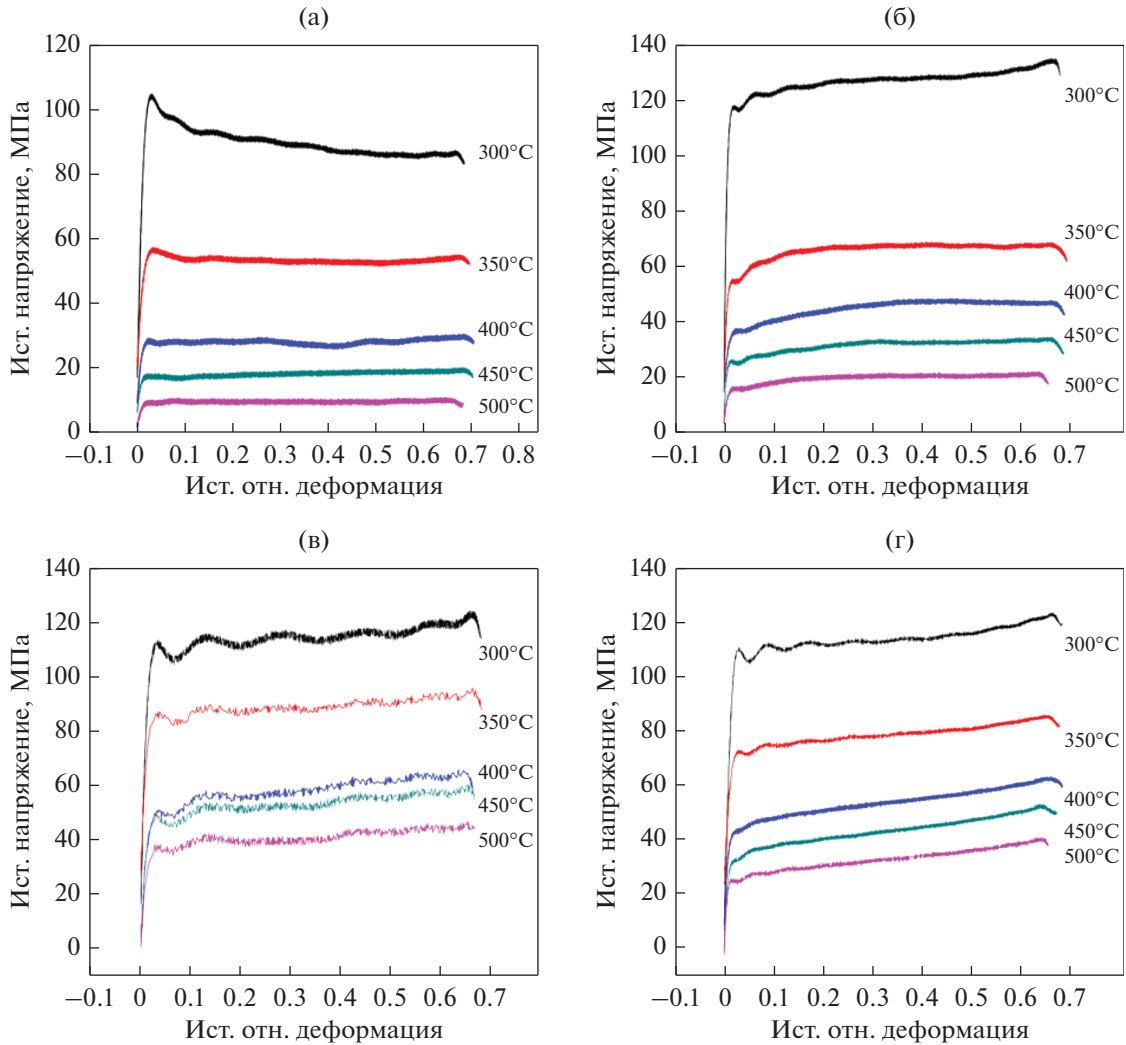


Рис. 1. Кривые “истинное напряжение–истинная отн. деформация” алюминиевого сплава AA 6063 при температурах 300–500°C и скоростях деформирования: (а) 0,01, (б) 0,1, (в) 1, (г) 10 с⁻¹.

тавшая диссипацию через эволюцию микро-структуры. Отношение вклада G составляющей к вкладу J ко-составляющей может быть выражено следующим образом через коэффициент чувствительности к скорости деформации (m) самого процесса деформации в условиях повышенной температуры; эта величина может быть представлена как:

$$m = \frac{dJ}{dG} = \left. \frac{\partial(\lg \sigma)}{\partial(\lg \dot{\epsilon})} \right|_{\epsilon, T}. \quad (2)$$

Эффективность диссипации энергии η может быть рассчитана (если известна величина m) по формуле:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1}. \quad (3)$$

Авторы [21] предложили описывать нестабильность течения материала уравнением

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m \leq 0, \quad (4)$$

которое можно применять к термопроцессам для идентификации областей нестабильности на ЭМТО-картах [22].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Кривые “истинное напряжение–истинная относительная деформация”

На рис. 1 представлены кривые “истинное напряжение–истинная относительная деформация”, построенные по результатам изотермических деформационных тестов на сжатие. Напря-

жение течения было измерено с поправкой на трение [23]. Из рисунка видно, что влияние температуры деформации на величину напряжения течения материала было более существенным, чем влияние скорости его деформирования. При фиксированных истинных значениях относительной деформации напряжение течения демонстрировало весьма сильное падение с ростом температуры или уменьшением скорости деформирования. Для исследованного алюминиевого сплава АА 6063 все кривые течения демонстрировали быстрый подъем на начальном этапе его деформирования (при малых степенях деформации). По достижении пика по напряжению указанные кривые демонстрировали особенности трех характерных типов. 1 – наличие на установившейся стадии течения плато при больших степенях деформации (0.01 c^{-1}), (в частности, при $300^\circ\text{C}/0.01 \text{ c}^{-1}$, напряжение течения снижалось от своего пикового значения до величины, характерной установившемуся течению материала); 2 – монотонный рост напряжения течения с увеличением степени относительной деформации (0.1 и 1 c^{-1}), при слабой осцилляции кривых течения при $300^\circ\text{C}/0.1$ и 1 c^{-1} ; 3 – пилообразная ступенчатость кривых течения при высоких скоростях деформирования (10 c^{-1}), что может быть связано с нестабильностью течения при деформировании материала или трещинообразованием [24].

Деформация при повышенной температуре осуществляется посредством перемещения дислокаций, приводящего к деформационному упрочнению и динамическому разупрочнению материала. Ход кривых течения является отражением изменения плотности числа дислокаций, которое обусловлено конкуренцией между двумя механизмами противоположной направленности. Как показано на рис. 1а, при малых скоростях деформирования (0.01 c^{-1}) и высоких температурах ($400\text{--}500^\circ\text{C}$), кривые течения материала при больших деформациях обнаруживали плато, характерное для установившейся стадии, что говорит о неуклонном развитии в материале динамической рекристаллизации [24]. При монотонном возрастании напряжения течения с увеличением степени деформации (рис. 1б, 1в), деформационное упрочнение превалирует. Не исключено, что третий тип характерного поведения (рис. 1г) может быть обусловлен взаимодействием между выделениями и дислокациями [25, 26].

3.2. Зависимость коэффициента диссипации энергии от величины истинной относительной деформации

Зависимость $\ln \sigma$ от $\ln \epsilon$ при каждом из избранных значений достигнутой относительной деформации представлена на рис. 2. В табл. 2 сведены

значения коэффициентов b , c , d подгоночной полиномиальной кривой, описывающей данные эксперимента рис. 2. Эти коэффициенты были использованы для расчета m и n из уравнения (3). Зависимости n при данных значениях температуры и скорости деформации от истинной относительной деформации представлены на рис. 3. Величины n при температурах 300 , 400 , 450 и 500°C были самыми большими при малой скорости деформирования (0.01 c^{-1}) материала (рис. 3а), причем максимальное значение $n = 0.60$ было зафиксировано при параметрах деформации $500^\circ\text{C}/0.01 \text{ c}^{-1}$. Однако при повышении скорости деформирования до 10 c^{-1} , n уменьшается с ростом величины истинной относительной деформации при температурах 400 , 450 и 500°C , вплоть до отрицательных значений. Более того, мы зафиксировали отрицательные значения n при $300^\circ\text{C}/1 \text{ c}^{-1}$ для всех случаев достигнутых относительных деформаций (рис. 3в). О таком изменении n при различных условиях деформирования материала можно легко судить по ЭМТО-картам, приведенным в следующем далее разделе статьи.

3.3. ЭМТО-карты

На рис. 4 приведены ЭМТО-карты для алюминиевого сплава АА 6063 при всех из достигнутых нами (на эксперименте) значений истинной относительной деформации. Цифры у эквипотенциалей на ЭМТО-картах численно соответствуют значениям n . В серый цвет окрашены области отрицательных значений n . В свою очередь, области нестабильности течения материала с отрицательными значениями $\xi(\epsilon)$ отмечены диагональной штриховкой. Горизонтально заштрихованные области на ЭМТО-картах соответствуют реализации высоких значений n ($n \geq 0.4$); с ростом истинной относительной деформации площадь этих областей монотонно увеличивается в размерах. На рис. 4е показаны две области с относительно высокими значениями n величин и стабильного течения материала, деформируемого до степени 0.6 : $(300\text{--}320)^\circ\text{C}/(0.01\text{--}0.02) \text{ c}^{-1}$ (помечено литерой А) и $(400\text{--}500)^\circ\text{C}/(0.01\text{--}1) \text{ c}^{-1}$ (литера В). Кроме того, наблюдали два района нестабильности течения материала: $(300\text{--}325)^\circ\text{C}/(0.06\text{--}1.5) \text{ c}^{-1}$ и $(350\text{--}500)^\circ\text{C}/(3\text{--}10) \text{ c}^{-1}$ (помечены ① и ②, соответственно). Известно, что высокие значения n в областях стабильности течения говорят в пользу больших относительных значений энергии (аппаратного деформационного воздействия), испытываемой диссипацию в процессе эволюции микроструктуры вследствие протекания динамической рекристаллизации, динамического возврата и включения механизмов реализации фазовых превращений [9]. Это является поводом для выбора параметров механотермической (МТ) обработки с

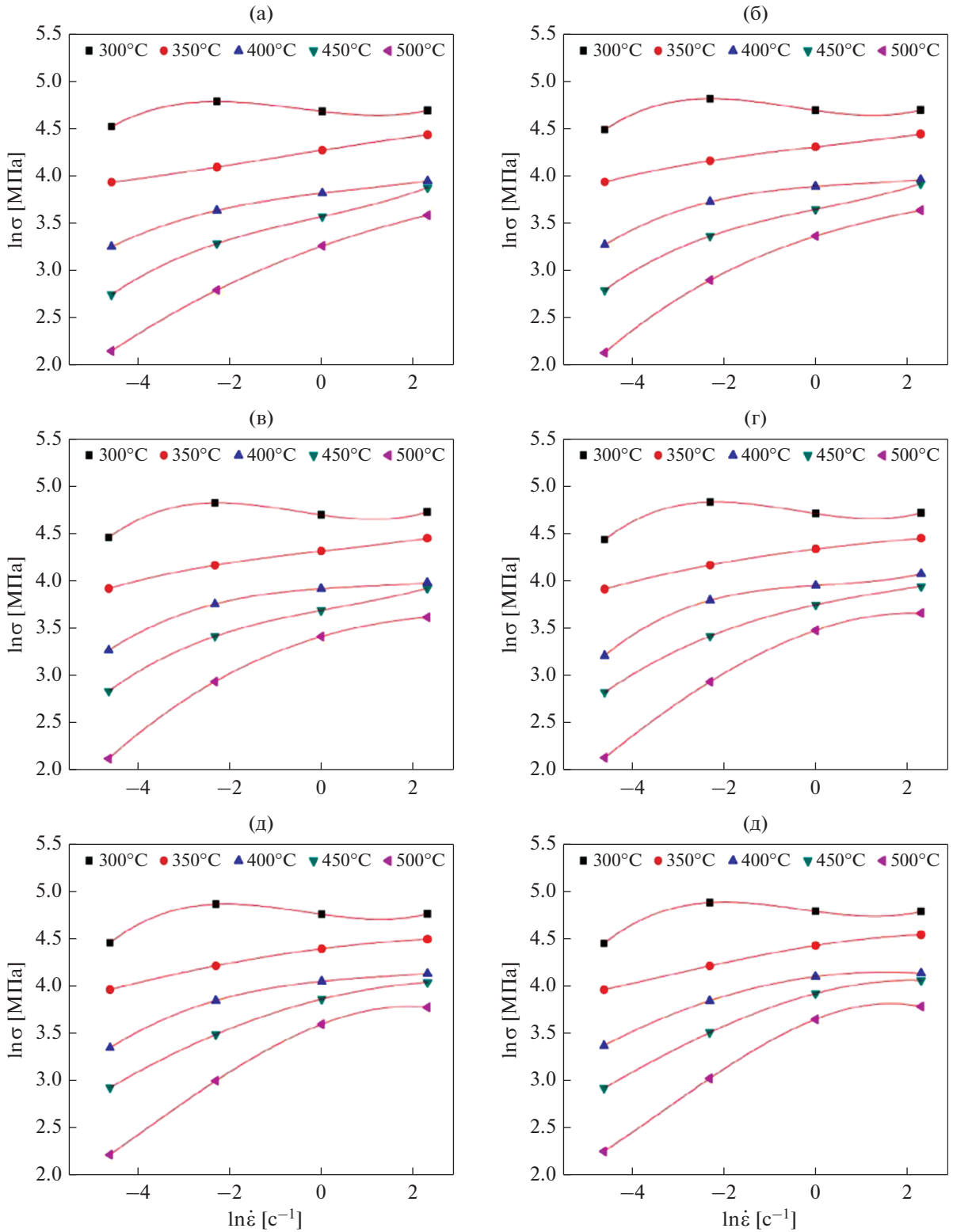


Рис. 2. Подгонка эмпирических кривых для описания взаимосвязи между $\ln \sigma$ и $\ln \dot{\epsilon}$ [логарифмами напряжения и скорости деформации] при (достигнутых) величинах относительной деформации (а) 0.1, (б) 0.2, (в) 0.3, (г) 0.4, (д) 0.5, (е) 0.6.

Таблица 2. Коэффициенты b , c , d квадратичной сплайн функции $m = b + 2c(\ln \dot{\epsilon}) + 3d(\ln \dot{\epsilon})^2$ (подгоночной полиномиальной кривой), описывающей данные эксперимента, представленные на рис. 2

Отн. деформация	T , °С	b	c	d
0.1	300	-0.05411	0.01041	0.00642
	350	0.07514	-0.00148	-4.96×10^{-4}
	400	0.05564	-0.00514	0.0019
	450	0.10568	0.00186	0.00364
	500	0.16451	-0.01296	4.95×10^{-4}
0.2	300	-0.06618	0.01158	0.00767
	350	0.05548	-9.37×10^{-4}	8.67×10^{-4}
	400	0.03517	-0.00822	0.00269
	450	0.09782	-0.00123	0.00364
	500	0.14827	-0.01757	0.00146
0.3	300	-0.06637	0.01438	0.00864
	350	0.05402	-0.00107	0.00115
	400	0.03162	-0.00917	0.00299
	450	0.08902	-0.00372	0.00349
	500	0.13853	-0.02472	9.28×10^{-4}
0.4	300	-0.06958	0.01165	0.00857
	350	0.05767	-0.00502	4.00×10^{-4}
	400	0.03098	-0.00328	0.00521
	450	0.10209	-0.01252	0.00167
	500	0.15979	-0.03319	-0.00135
0.5	300	-0.06752	0.01035	0.00852
	350	0.06177	-0.00746	-9.66×10^{-5}
	400	0.04919	-0.01158	0.00237
	450	0.12004	-0.01840	-6.50×10^{-5}
	500	0.18584	-0.03954	-0.00321
0.6	300	-0.06437	0.00833	0.00832
	350	0.07618	-0.00967	-9.02×10^{-4}
	400	0.06295	-0.02060	1.96×10^{-5}
	450	0.12684	-0.02579	-0.00134
	500	0.18996	-0.04629	-0.00473

высокими значениями η и, соответственно, рекомендации выбора областей высокого значения η на ЭМТО-картах для ее проведения. Из ЭМТО-карт также ясно, что все области нестабильности включают районы отрицательных значений η , что согласуется с тем наблюдением, что отрицательным значениям η отвечает формирование дефектов микроструктуры [27]. Область нестабильности ① появляется во всех исследованных случаях МТ обработки. Область нестабильности ② появляется и неуклонно увеличивается в размерах на ЭМТО-картах с ростом истинной относительной деформации. В большинстве случаев она располагается в их верхнем правом углу. Подобные наблюдения характерны для работ и других авторов [28, 29]. При выборе МТ обработки обла-

сти нестабильности по ЭМТО-картам необходимо избегать.

3.4 Микроструктурные наблюдения

Исходная микроструктура образцов в состоянии поставки характеризуется огрубленным равноосным зерном (рис. 5а). Между тем на рис. 5 (5б–5е) представлены микроструктуры, отвечающие областям нестабильности и высоким значениям η ЭМТО-карт. В области исследованных параметров МТ обработки влияние температуры на динамическую рекристаллизацию нашего сплава значительно превышало эффект от воздействия скорости деформирования. На рис. 5б и 5д четко видно, что два экземпляра из деформированных

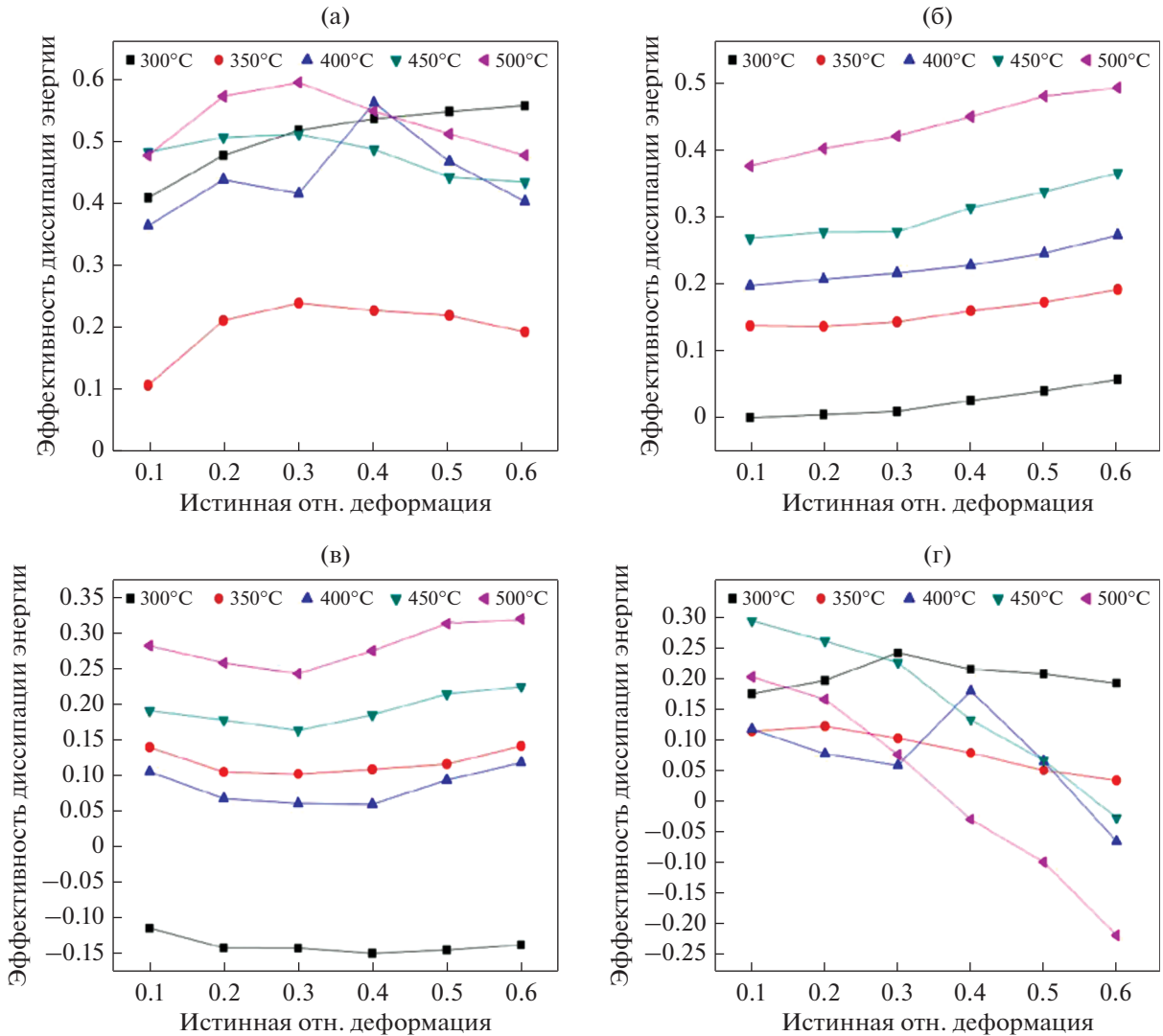


Рис. 3. Изменение η с истинной относительной деформацией при скоростях деформирования (а) 0.01, (б) 0.1, (в) 1, (г) 10 с⁻¹.

образцов испытывали динамическую рекристаллизацию. Однако на рис. 5б и 5г изображения зерен, испытывавших динамическую рекристаллизацию, отсутствуют. Увеличение температуры от 300 до 500°C приводит к увеличению скорости диффузии атомов, ускорению аннигиляции дислокаций и росту подвижности границ зерен, интенсифицируя действие механизма динамической рекристаллизации.

Сравнивая микроструктуру, представленную на рис. 5б и 5в, приходим к выводу, что исходные зерна в результате процесса деформирования при 300°C/0.01 с⁻¹ превратились в иррегулярные, изломанные зерна. Для образцов, деформированных при умеренных температурах, условия, требуемые для запуска динамической рекристаллизации, не реализуются, и исследуемый алюминиевый сплав мог претерпевать только динамический возврат.

При поднятии температуры деформирования до 500°C/0.01 с⁻¹, у протестированных образцов была зафиксирована высокая степень динамической рекристаллизации, с последующим ростом новых равноосных дисперсных зерен (рис. 5б).

Высокая температура деформации обеспечила движущую силу, достаточную для запуска динамической рекристаллизации. Низкая скорость деформирования обеспечила достаточный по продолжительности инкубационный период для ее начала. Если сравнивать с микроструктурой, полученной при 500°C/0.01 с⁻¹, ту, когда скорость деформирования была увеличена до 0.1 с⁻¹, в поле зрения наряду с небольшим количеством сохранившихся исходных зерен попало изображение многих динамически рекристаллизованных зерен меньшего размера (рис. 5д). Надо добавить, что из-за высоких скоро-

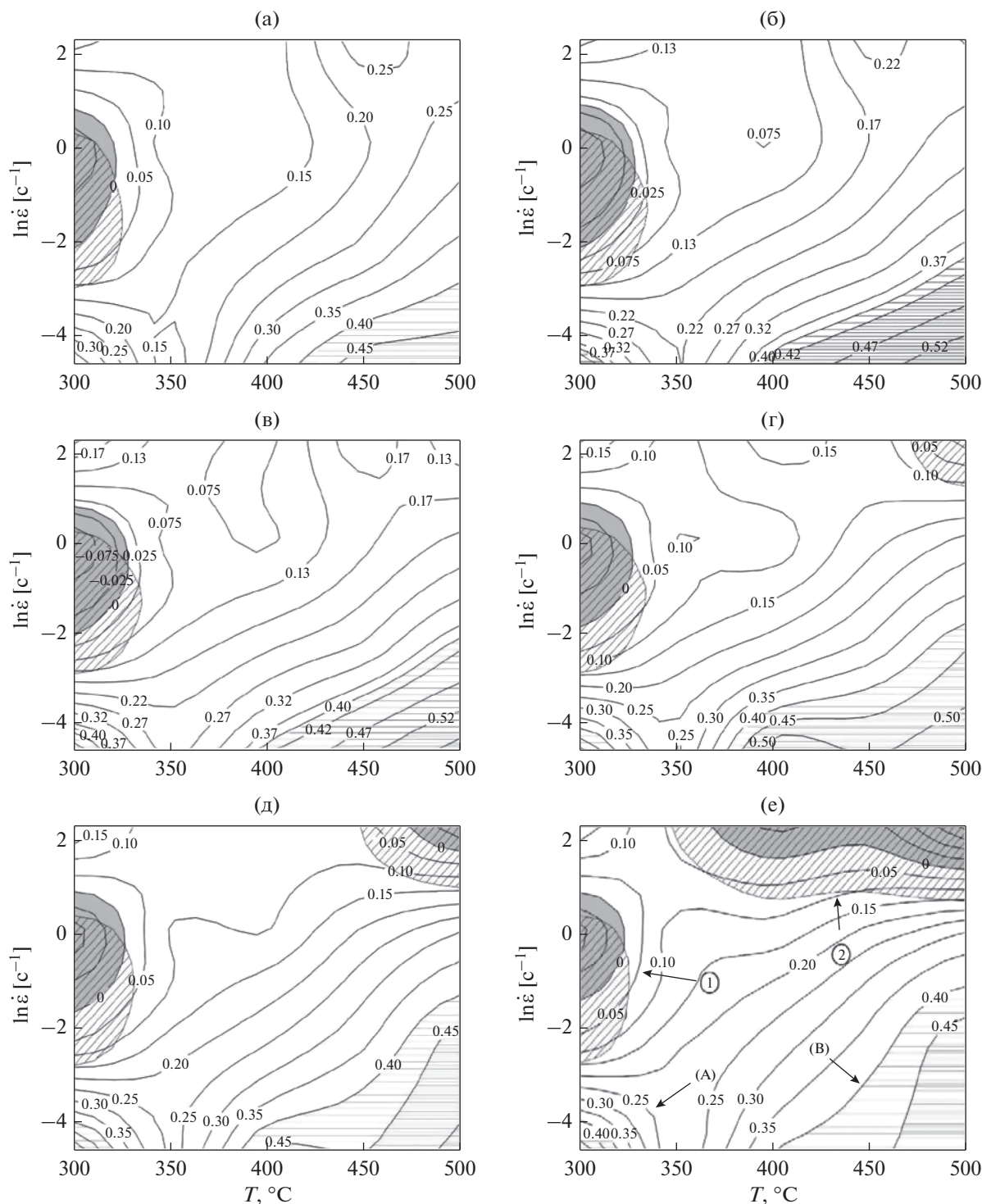


Рис. 4. ЭМТО-карты для алюминиевого сплава АА 6063, деформируемого на разные степени истинной относительной деформации. (а) 0.1, (б) 0.2, (в) 0.3, (г) 0.4, (д) 0.5 и (е) 0.6.

стей деформации происходит прогрессирующее закрепление дислокаций на выделениях, сопровождающееся ростом концентрации напряжения. Локализация пластической деформации привела к возникновению термопластической неустойчивости течения материала.

Из рис. 5г и 5е можно видеть, что высокие значения скорости деформирования обычно сопровождались возникновением полос адиабатического сдвига, локализации течения материала и полос микросдвига, что часто приводит к образованию микротрещин и дефектов, которое как

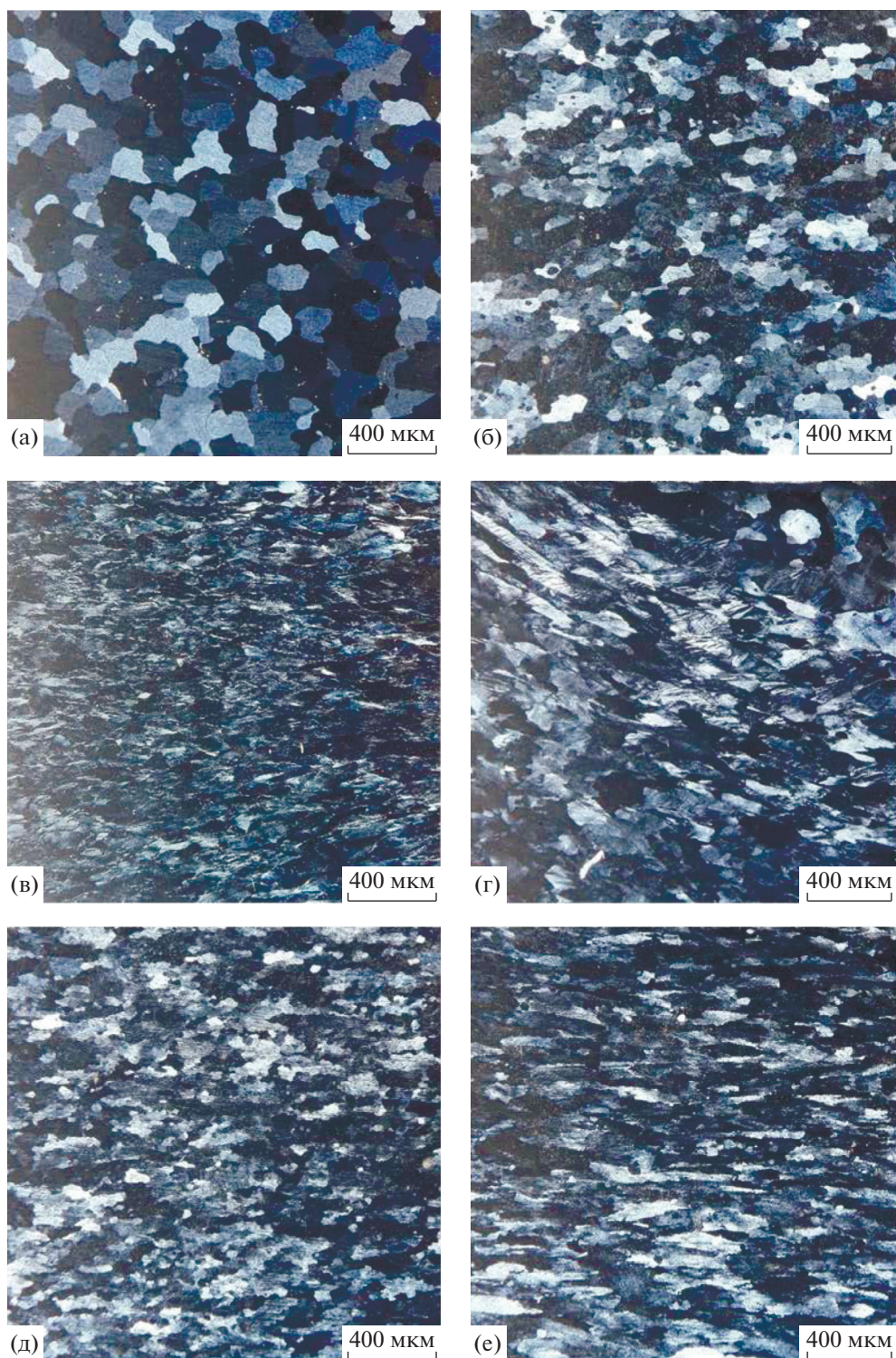


Рис. 5. Микроструктура образцов алюминиевого сплава АА 6063 в состоянии поставки (а) и после горячего сжатия при (б) $500^{\circ}\text{C}/0.01\text{ с}^{-1}$, (в) $300^{\circ}\text{C}/0.01\text{ с}^{-1}$, (г) $300^{\circ}\text{C}/1\text{ с}^{-1}$, (д) $500^{\circ}\text{C}/0.1\text{ с}^{-1}$, (е) $500^{\circ}\text{C}/10\text{ с}^{-1}$.

правило, заканчивается деградацией механических свойств материала.

Эволюция микроструктуры в условиях МТ-обработок, параметры которых отвечали обла-

стям ЭМТО-карт с высокими значениями η , далее была исследована с использованием возможностей EBSD (метода дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ)). На рис. ба–бв

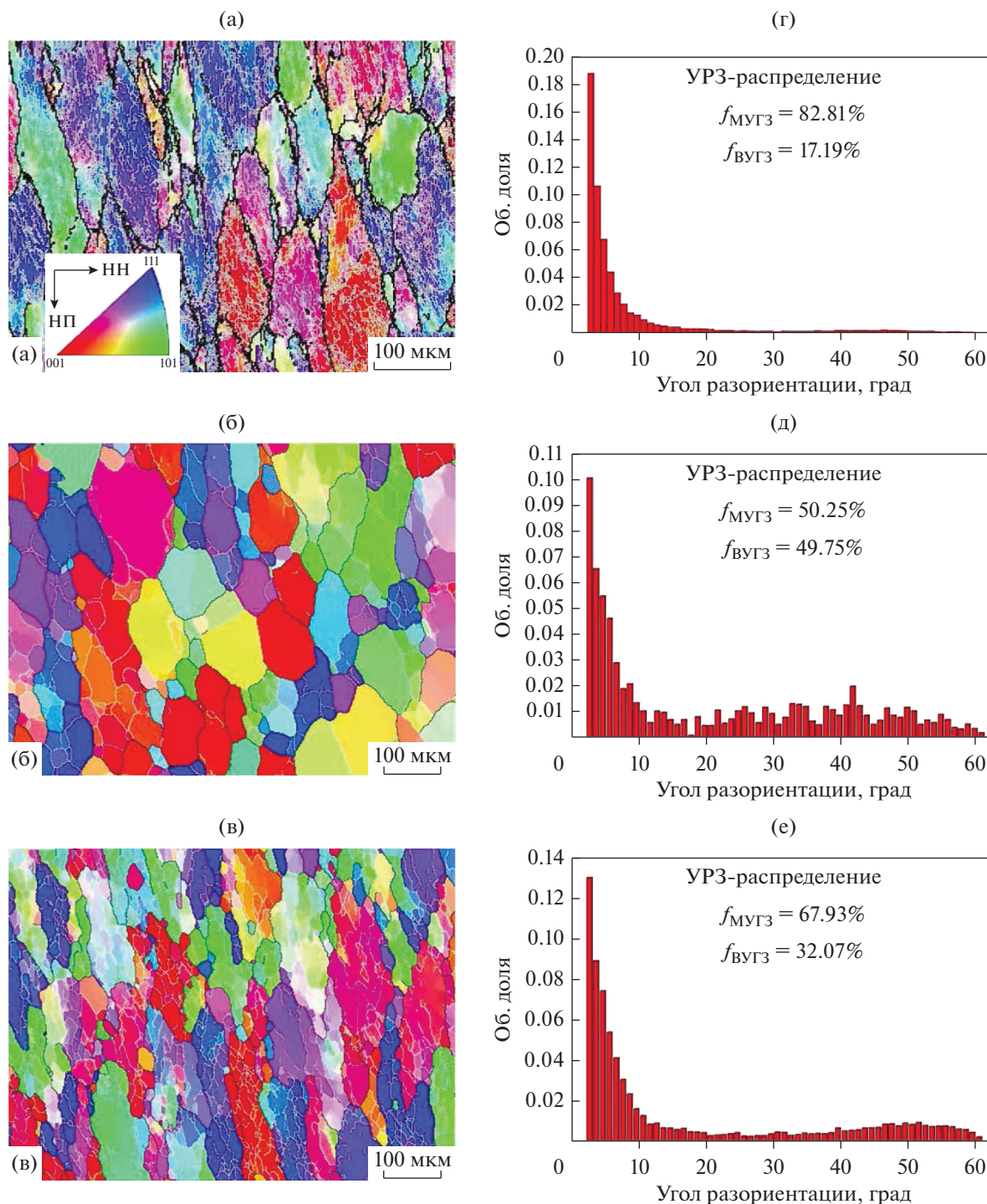


Рис. 6. EBSD карты (а–в) и распределения зерен по углу (взаимной) разориентировки (г–е) для областей ЭМТО-карт с высоким значением η . (а, г) 300°C/0.01 с⁻¹, (б, д) 500°C/0.01 с⁻¹ и (в, е) 500°C/0.1 с⁻¹.

приведены EBSD-карты (распределения интенсивности ДОРЭ) для областей ЭМТО-карт с высокими значениями η , когда горячее деформирование осуществляли в условиях 300°C/0.01 с⁻¹, 500°C/0.01 с⁻¹ и 500°C/0.1 с⁻¹. На рис. 6г–6е приведены соответствующие гистограммы рас-

пределения зерен по углу их взаимной разориентации (УРЗ). Высокоугловые границы зерен (ВУГЗ; $\theta > 15^\circ$) на EBSD-картах отображены линиями черного цвета, тогда как малоугловые границы зерен (МУГЗ; $2^\circ < \theta < 15^\circ$) – бесцветны или условно белые. Объемная доля ВУГЗ и МУГЗ в структуре,

представленной на рис. 6г, составляет 17.19 и 82.81% соответственно. Большое число “белых” линий, распределенных в пределах “объема” зерен вытянутой формы (рис. 6а), являются признаком динамического возврата. Поскольку температура деформации была поднята с 300 до 500°C, деформированные зерна испытали динамическую рекристаллизацию при 500°C/0.01 с⁻¹ и выросли в виде новых равноосных зерен (рис. 6б). Между тем объемная доля зерен с ВУГЗ увеличилась до 49.75%, а объемная доля зерен с МУГЗ снизилась до 50.25% (рис. 6д). Самой высокой степени рекристаллизации (62.69%) отвечает рис. 6в. Кроме того, эти новые равноосные рекристаллизованные зерна были отмечены более узким распределением по углам разориентации. При этом среди них присутствовало и малое количество зерен с МУГЗ. Из-за движения дислокаций вытянутые зерна обычно обособлялись в отдельные области, так что увеличение разориентации зерен с МУГЗ в среднем происходило в результате поглощения ими дислокаций. При более высоких температурах наблюдали слияние субзерен между собой, с их последующим ростом посредством перемещения субграниц. Неуклонный рост величины средней разориентации приводил к превращению МУГЗ в ВУГЗ, с последующим формированием динамически рекристаллизованных зерен. С ростом скорости деформирования (рис. 6е) объемная доля зерен с ВУГЗ и МУГЗ составила 32.07 и 67.93% соответственно. В сравнении с 500°C/0.01 с⁻¹, доля рекристаллизованного объема после 500°C/0.1 с⁻¹ уменьшилась до 40.95% вследствие большой объемной доли зерен с МУГЗ. В пределах границ частично вытянутых и вытянутых зерен было отмечено появление дисперсных рекристаллизованных зерен. ДОРЭ результаты находятся в согласии с данными металлографии.

ВЫВОДЫ

Различные режимы механотермической (МТ) обработки алюминиевого сплава АА 6063 были изучены с привлечением его ЭМТО-карт. В результате, были сделаны следующие выводы.

Влияние температуры деформации на величину напряжения течения материала оказывается более существенным по сравнению со скоростью деформирования. При предустановленном пределе изменения истинной относительной деформации, с ростом температуры или снижением скорости деформирования наблюдали резкое снижение напряжения течения. Для изученного алюминиевого сплава АА 6063 все кривые течения на ранних стадиях деформирования материала обнаруживали резкий подъем. По достижении пика по напряжению кривые можно было классифицировать по трем характерным типам, соответствовавшим реализации разных деформационных механизмов.

Значения диссипации энергии η были наибольшими при 300, 400, 450 и 500°C и низкой скорости деформирования (0.01 с⁻¹), причем максимальное значение относительной деформации (0.60) реализуется при параметрах деформирования 500°C/0.01 с⁻¹. Вместе с этим, когда скорость деформирования увеличивается до 10 с⁻¹, η уменьшается с ростом истинной относительной деформации при 400, 450 и 500°C, вплоть до достижения отрицательных значений. Более того, отрицательные значения η мы наблюдали при 300°C/1 с⁻¹ для всех степеней деформации.

Наблюдается две области относительно высоких значений диссипации энергии и стабильного течения материала, деформируемого до степени 0.6: (300–320)°C/(0.01–0.02) с⁻¹ и (400–500)°C/(0.01–1) с⁻¹.

Кроме того, наблюдали два района нестабильности (течения материала), а именно, (300–325)°C/(0.06–1.5) с⁻¹ и (350–500)°C/(3–10) с⁻¹ соответственно. Из ЭМТО-карт также ясно, что все их области нестабильности включают районы отрицательных значений η , что согласуется с тем наблюдением, что отрицательным значениям η отвечает формирование дефектов микроструктуры. Одна из областей нестабильности появлялась во всех исследованных случаях МТ-обработки. Вторая появлялась и неуклонно увеличивалась в размерах на ЭМТО-картах с ростом истинной относительной деформации.

В области исследованных параметров МТ-обработки влияние температуры на динамическую рекристаллизацию нашего сплава значительно превышало эффект от воздействия скорости деформирования. По микроструктуре, наблюдавшейся в металлографический микроскоп и при EBSD-картировании, можно было сказать, что при 300°C/0.01 с⁻¹ деформированные образцы испытали только динамический возврат, тогда как при 500°C/0.01 с⁻¹ были отмечены признаки высокой степени динамической рекристаллизации, приведшей к возникновению новых равноосных дисперсных зерен. В сравнении с микроструктурой, сформированной при 500°C/0.01 с⁻¹, для скорости деформирования 0.1 с⁻¹ было характерно наличие большого числа динамически рекристаллизованных зерен, причем в присутствии малого количества исходных зерен. Кроме того, из-за высоких скоростей деформирования проявился и эффект закрепления дислокаций на выделениях, приведший к росту числа концентраторов внутренних напряжений. Результатом локализации пластической деформации явилось возникновение термопластической неустойчивости материала. Это позволило сделать вывод, что оптимальными условиями МТ-обработки для алюминиевого сплава АА 6063, определен-

ными по данным кривых “истинное напряжение – истинная относительная деформация”, ЭМТО-карт и микроструктурного анализа, явился результат $500^{\circ}\text{C}/0.01\text{ с}^{-1}$.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Park N., Shibata A., Terada D., Tsuji N. Flow stress analysis for determining the critical condition of dynamic ferrite transformation in 6Ni–0.1C steel // *Acta Mater.* 2013. V. 61. P. 163–173.
2. Mejía I., Bedolla-Jacuinde A., Maldonado C., Cabrera J.M. Determination of the critical conditions for the initiation of dynamic recrystallization in boron microalloyed steels // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2011. V. 528. P. 4133–4140.
3. Quan G., Luo G., Liang J., Wu D., Mao A., Liu Q. Modelling for the dynamic recrystallization evolution of Ti–6Al–4V alloy in two-phase temperature range and a wide strain rate range // *Comp. Mater. Sci.* 2015. P. 136–147.
4. Balasubrahmanyam V.V., Prasad Y.V.R.K. Deformation behaviour of beta titanium alloy Ti–10V–4.5Fe–1.5Al in hot upset forging // *Mater. Sci. Eng. A.* 2002. V. 336. P. 150–158.
5. Prasad Y.V.R.K., Gegel H.L., Doraivelu S.M., Malas J.C., Morgan J.T., Lark K.A. and Barker D.R. Modeling of Dynamic Material Behavior in Hot Deformation: Forging of Ti-6242 // *Met. Trans. A.* 1984. V. 15. P. 1883.
6. Saxena K.K., Pancholi V., Jha S.K., Chaudhari G.P., Srivastava D., Dey G.K. A novel approach to understand the deformation behavior in two phase region using processing map // *J. Alloy Compd.* 2017. V. 706. P. 511–519.
7. Zeng S., Zhao A., Jiang H., Ren Y. Flow behavior and processing maps of Ti–44.5Al–3.8Nb–1.0Mo–0.3Si–0.1B alloy // *J. Alloy Compd.* 2017. V. P. 786–793.
8. Saravanan L., Senthilvelan T. Investigations on the hot workability characteristics and deformation mechanisms of aluminium alloy–Al₂O₃ nanocomposite // *Mater Design*, 2015. P. 6–14.
9. Babu K.A., Mandal S., Athreya C.N., Shakthipriya B., Sarma V.S. Hot deformation characteristics and processing map of a phosphorous modified super austenitic stainless steel // *Mater. Desig. N.* 2017. P. 262–275.
10. Son H., Jung T., Lee J., Hyun S. Hot deformation characteristics of CaO-added AZ31 based on kinetic models and processing maps // *Mater. Sci. Eng.: A.*
11. Dong Y., Zhang C., Zhao G., Guan Y., Gao A., Sun W. Constitutive equation and processing maps of an Al–Mg–Si aluminum alloy: Determination and application in simulating extrusion process of complex profiles // *Mater. Desig.* 2016. P. 983–997.
12. Pu E., Zheng W., Song Z., Feng H., Dong H. Hot deformation characterization of nickel-based superalloy UNS10276 through processing map and microstructural studies // *J. Alloy Compd.* 2017. P. 617–631.
13. Shalbafi M., Roumina R., Mahmudi R. Hot deformation of the extruded Mg–10Li–1Zn alloy: Constitutive analysis and processing maps // *J. Alloy Compd.* 2017. P. 1269–1277.
14. Wang Z., Wang X., Zhu Z. Characterization of high-temperature deformation behavior and processing map of TB17 titanium alloy // *J. Alloy Compd.* 2017. V. 692. P. 149–154.
15. Cai Y., Wang X., Yuan S. Analysis of surface roughening behavior of 6063 aluminum alloy by tensile testing of a trapezoidal uniaxial specimen // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2016. P. 184–193.
16. Hirsch J., Al-Samman T. Superior light metals by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications // *Acta Mater.* 2013. V. 61. P. 818–843.
17. Ye T., Li L., Guo P., Xiao G., Chen Z. Effect of aging treatment on the microstructure and flow behavior of 6063 aluminum alloy compressed over a wide range of strain rate // *Int. J. Impact. Eng.* 2016. P. 72–80.
18. Wang E., Gao T., Nie J., Liu X. Grain refinement limit and mechanical properties of 6063 alloy inoculated by Al–Ti–C (B) master alloys // *J. Alloy Compd.* 2014. P. 7–11.
19. Vendra S.S.L., Goel S., Kumar N., Jayaganthan R. A study on fracture toughness and strain rate sensitivity of severely deformed Al 6063 alloys processed by multiaxial forging and rolling at cryogenic temperature // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2017. P. 82–92.
20. Liu Y., Geng C., Lin Q., Xiao Y., Xu J., Kang W. Study on hot deformation behavior and intrinsic workability of 6063 aluminum alloys using 3D processing map // *J. Alloy Compd.* 2017. V. 713. P. 212–221.
21. Prasad Y.V.R.K., Seshacharyulu T. Processing maps for hot working of titanium alloys // *Mater. Sci. Eng.: A.* 1998. V. 243. P. 82–88.
22. Momeni A., Dehghani K. Hot working behavior of 2205 austenite–ferrite duplex stainless steel characterized by constitutive equations and processing maps // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2011. V. 528. P. 1448–1454.
23. Lin Y.C., Xia Y., Chen X., Chen M. Constitutive descriptions for hot compressed 2124-T851 aluminum alloy over a wide range of temperature and strain rate // *Comp. Mater. Sci.* 2010. V. 50. P. 227–233.
24. Yang Z., Zhang F., Zheng C., Zhang M., Lv B., Qu L. Study on hot deformation behaviour and processing maps of low carbon bainitic steel // *Mater. Desig.* 2015. V. 66. P. 258–266.
25. Wang S., Hou L.G., Luo J.R., Zhang J.S., Zhuang L.Z. Characterization of hot workability in AA 7050 aluminum alloy using activation energy and 3-D processing map // *J. Mater. Process. Tech.* 2015. P. 110–121.
26. Hot deformation and processing maps of a Fe–Al intermetallic alloy.
27. Murty S.V.S.N., Rao B.N. On the development of instability criteria during hotworking with reference to IN 718 // *Mater. Sci. Eng.: A.* 1998. V. 54. P. 76–82.
28. Plastic Deformation Behavior and Processing Maps of 35CrMo Steel.
29. Kil T., Lee J., Moon Y. Quantitative formability estimation of ring rolling process by using deformation processing map // *J. Mater. Process. Tech.* 2015. P. 224–230.