

ВЫБОР РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМНОГО АНАЛИЗА СТРУКТУРЫ И ИМИТАЦИОННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Б.К. Барахтин^{*}, Н.Р. Варгасов, А.М. Немец, Е.И. Хлусова

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», Шпалерная ул., 49, С.-Петербург, 191015, Россия

^{*}e-mail: BBarakhtin@mail.ru

Аннотация. По результатам имитационного моделирования ТМО и статистического обобщения данных с использованием мультифрактального анализа изображений структур в координатах $\dot{\epsilon}$ -T процесса горячего сжатия установлены области положительной корреляции экстремумов характеристик диссипативной функции механической энергии и основных механизмов структурообразования.

Введение

В разработке новых высокопрочных материалов для судостроения, атомной энергетики, топливно-энергетического комплекса России, включая хладостойкие стали для освоения углеводородных месторождений Арктики и Крайнего Севера, технология термомеханической обработки (ТМО) рассматривается как основная, прецизионная и энергосберегающая [1]. На этой стадии производства в термодинамически неравновесных условиях формируется мезоструктура материала, которая в дальнейшем определяет его механические и эксплуатационные свойства, технологичность, материалоемкость конструкции и в конечном итоге – стоимость изделия [2]. Проблема состоит в выборе и поддержании оптимального термомеханического режима обработки, по окончании которой будет сформировано необходимое структурно-механическое состояние металла. Поэтому, помимо данных об усилиях, степени и скорости деформации должна быть принята во внимание информация о пространственно-временной организации и устойчивости субструктурных мезообъектов, определяющих эксплуатационные свойства металла.

Целью представленной работы являлась апробация методологии выбора режимов горячей пластической деформации с учетом данных статистического обобщения результатов системного анализа структурных изменений в металлических материалах после имитационного моделирования ТМО.

Теоретические предпосылки имитационного моделирования ТМО

Для быстрого и качественного формоизменения металлических полуфабрикатов в технологиях ТМО применяются различные варианты введения тепловой и механической энергии [3, 4]. Применительно к процессам структурообразования по ходу деформации при температурах $T > 0.5 T_{пл}$ Прасадом и Сакаи [5, 6], а также Н.Р. Варгасовым и В.В. Рыбиным [7, 8] предложено использовать идеи неравновесной термодинамики. В концепции авторов использована динамическая модель деформирования материала, принципы самоорганизации хаотических систем и

металлофизики. Согласно реологической модели упруго-пластической упрочняющейся среды, для любого момента времени мощность механической энергии, поступающей в деформируемое тело, определяется суммой двух слагаемых G и J . Оба слагаемых связаны со скоростью производства энтропии, но первое (G) учитывает перенос энтропии через границы образца, т.е. его формоизменение и упрочнение, а второе (J) связано с производством энтропии внутри образца, т.е. с аккомодационными перестройками в мезоструктуре зерен поликристалла непосредственно в процессе воздействия деформирующих усилий (рис. 1):

$$P \equiv G + J = \sigma \dot{\epsilon} = T (d^i s / dt) \geq 0, \quad (1)$$

где σ – напряжения, $\dot{\epsilon}$ – скорость деформации, T – температура, $d^i s / dt$ – скорость производства энтропии, а знак неравенства применим к необратимой деформации.

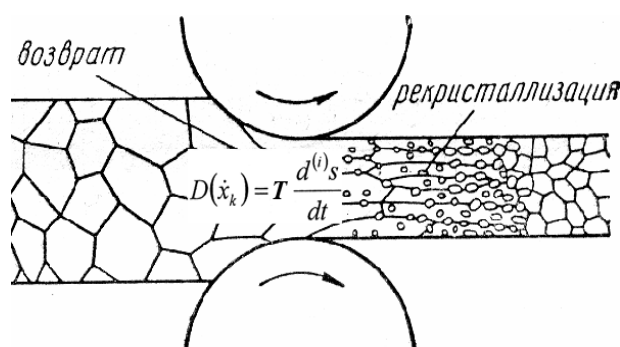


Рис. 1. Динамические процессы (возврат и кристаллизация) в условиях горячей пластической деформации: D – диссипативная функция структуры при температуре T , зависящая от скорости изменения размеров зерен x_k ; $d^i s / dt$ – производство энтропии.

Разделение вводимой мощности между G и J контролируется текучестью материала и определяется чувствительностью напряжения текучести к скорости деформации:

$$dJ / dG = (\dot{\epsilon} / \sigma) (d\sigma / d\dot{\epsilon}) = (\dot{\epsilon} \sigma / \sigma \dot{\epsilon}) d(\ln \sigma) / d(\ln \dot{\epsilon}) \approx \Delta \log(\sigma) / \Delta \log(\dot{\epsilon}) = m. \quad (2)$$

Здесь m – коэффициент разделения мощности, который при любой скорости деформации и температуре характеризуется постоянным значением, соответствующим предельной скорости деформации.

После несложных математических выкладок для практического применения были предложены коэффициент эффективности диссипации механической энергии (η) и параметр неустойчивости пластической деформации (ξ):

$$\eta = 2m / (m + 1); \quad (3)$$

$$\xi(\dot{\epsilon}) = m + \partial [\ln(m / (m + 1))] / \partial \ln \dot{\epsilon} > 0. \quad (4)$$

Использование символа частной производной « ∂ » призвано подчеркнуть, что математические операции выполняются для изотермических условий деформирования, т.е. $T = \text{const}$.

Коэффициент η характеризует способность структуры материала рассеивать (диссипировать) подводимую механическую энергию в процессе горячей деформации.

Его безразмерная величина определяется в интервале $(0, 1^1)$ и интерпретируется как относительная скорость производства внутренней энтропии (меры беспорядка), максимальное значение которой соответствует упруго-вязко-пластичной среде с полной релаксацией напряжений без фактора упрочнения ($m = 1$).

Параметр $\xi(\dot{\epsilon})$ также безразмерный и свидетельствует о том, что при $\xi(\dot{\epsilon}) < 0$ в микро- и мезоструктуре деформируемого материала возможно проявление локальных неустойчивостей, способных оказать негативное влияние на его структурно-механическое состояние.

В опытах с горячей деформацией титана, железа и меди Н.Р. Варгасов и В.В. Рыбин [9, 10] углубили физический смысл энтропийного вклада (J), показав, что процесс фрагментации, свойственный большим пластическим деформациям [11], проявляется во всех технологиях с пластическим течением, в том числе и в технологиях ТМО [12]. Основным результатом явилось положение о том, что коэффициент η может служить критерием оптимизации операций с температурно-деформационной обработкой металлических материалов. Поэтому в проведении имитационного моделирования ТМО была использована методология нахождения значений параметров η и ξ . Для достижения цели исследования решалась задача обнаружения возможных связей параметров диссипативной функции $J(\eta, \xi)$ с результатами системного анализа структурных изменений с использованием статистически-геометрической интерпретации структурных изменений.

Принципы системного анализа структурных изменений в деформируемых сталях и сплавах

С позиций системного анализа деформируемый материал рассматривается как многоуровневая иерархически соподчиненная система, в которой механизмы деформации на микро-, мезо- и макроуровнях органически самосогласованны. Процессы структурных перестроек могут сопровождаться явлением самоорганизации, и реализуются в условиях направленного обмена веществом и энергией с окружающей средой. Как правило, структурно-фазовые превращения носят необратимый и неравновесный характер. Вследствие этого в системе дефектов кристаллического строения на разных масштабных уровнях изменения вызывают нарушение симметрии и приводят к образованию пространственных и/или временных специфических локальных устойчивых самоподобных формирований - диссипативных структур, обусловленных проявлением нелинейных свойств среды. Диссипативные структуры отличаются от равновесных структур тем, что для своего существования требуют постоянного притока энергии извне, поэтому их удается чаще обнаруживать после кратковременных (импульсных, ударно-волновых) силовых воздействий, когда внутренние времена эволюции структуры приближаются к характерным временам нагружения, а диссипативные образования сохраняются в форме «статических автоструктур».

Для процессов, протекающих в неравновесных условиях с обменом энергией и веществом, отличительной особенностью диссипативных структур является нецелая (фрактальная) размерность. Для анализа диссипативных состояний Г.В. Встовским и А.Г. Колмаковым [13, 14] предложено использовать сочетание методов неравновесной термодинамики и информатики путем введения обобщенной статистической меры в соответствие количественным геометрическим мерам. Видится принципиально важным, что при уменьшении размеров объемов, в которых реализуются структурно-фазовые превращения, в физической системе нарушается пространственно – временная симметрия. На условия, при которых происходит нарушение пространственной

¹ Для удобства диапазон $(0, 1)$ значений коэффициента η далее представлен в процентах 0-100 (%).

симметрии, реагируют фракталы, поскольку они обладают свойством масштабной инвариантности. Собственно, эти соображения и послужили одной из причин рассмотреть полученные данные о структурных изменениях с учетом статистического, геометрического и симметричного факторов. Практическое воплощение метода в виде мультифрактальной параметризации структур по изображениям [15] позволяет количественно аттестовывать диссипативные и другие структуры с неоднородным (хаотическим) распределением отдельных объектов и давать оценку конфигурации исследуемой структуры в целом, включая наноструктурированные материалы с любым количеством «этажей» в их иерархической организации.

Методика исследований

Моделирование операций ТМО осуществлялось в лабораториях Центра Коллективного пользования ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей». Опыты проводились с образцами материалов, разработанных на основе алюминия (Al-Mg-Sc), титана (ПТЗВ и 5ВА), железа (08Х18Н10Т и 04Х20Н6Г11М2АФБ) [16-18]. Образцы высотой 10 мм и диаметром 5 мм сжимались до значений $\varepsilon=0.3$ в камере высокотемпературного деформационного дилатометра DIL-805 A/D в интервале температур $(0.4 - 0.8)T_{\text{плавл}}$ и скоростей деформации $(10 - 10^{-3} \text{ с}^{-1})$. Ответная реакция образцов в виде зависимостей $\sigma(\varepsilon)$, полученных в истинных координатах в режиме реального времени, служила информационной базой для нахождения параметров диссипативной функции (η , ξ) в виде карт постоянных уровней $\eta = \text{const}$ и $\xi = \text{const}$ в координатах $\dot{\varepsilon}$ -T.

Для проведения структурных исследований после горячей пластической деформации образцы разрезались вдоль оси. Из образовавшихся частей одна использовалась для приготовления металлографических шлифов, а другая для изготовления проб, предназначенных для анализа с помощью растровой и просвечивающей электронной микроскопии или рентгеноструктурного анализа. В решении задач структурных исследований использованы приборы высокого разрешения: «Аксиоверт» (световой металломикроскоп), «Кванта 3D FEC» (РЭМ), «Технай G 230S» (ПЭМ) и «Алтима 4» (рентгеновский дифрактометр). Операции пробоподготовки выполнялись по распространенным методикам [19].

Выбор оптического увеличения для фиксации полутоновых изображений структур и назначение порогов их преобразования в бинарные (черно-белые) отображения (рис. 2) определялись задачей исследования. Например, вариацией порогов бинаризации выделялись планарные или контурные отображения, состоящие из пикселей «0» (белый) и «1» (черный). Критерием соответствия черно-белого (пиксельного) отображения исходному полутоновому (аналоговому) изображению являлись наибольшие значения статистической суммы пикселей одного выбранного цвета, например, «1» [20, 21].



Рис. 2. Пример исходного полутонового изображения дислокационной структуры в стали в 256-и уровнях «серого», зафиксированного на экране электронного микроскопа (а) и варианты его бинарного отображения в зависимости от выбранных порогов бинаризации: порог 152–255 (б) и порог 84–134 (в) [21].

В последующей аттестации структурных изменений использовались вычислительные программы, реализующие, как традиционные методики, так и идеи мультифрактальной параметризации. Обработка исходного полутонового изображения размером 512x285 пикселей давала возможность вычислить ряд мультифрактальных параметров, из которых в данной работе использованы:

D_0 – пространственная (Хаусдорфова) размерность множества точек на изображении, воссоздающих исследуемый образ. Не содержит данных о статистических свойствах объекта, но характеризует его рельеф (извилистость границ, профиль сечения и пр.);

D_1 – информационная размерность, связанная с энтропией $S(l)$ множества точек изображения соотношением: $D_1 = - \lim_{l \rightarrow 0} [S(l) / \ln l]$. Здесь энтропия представляет собой меру количества информации для определения состояния системы;

$\delta = D_1 - D_0$ – «дельта», неотрицательная мера упорядоченности и нарушения симметрии в отображении исследуемой структуры в целом. Чем больше величина δ (по модулю), тем более упорядочена структура и содержит больше периодической составляющей. Устремление $\delta \rightarrow 0$ является признаком приближения структурно-фазового превращения.

Аналогично характеристикам диссипативной функции (η , ξ) рассчитанные мультипараметры изображений структур (D_0 , D_1 и δ) представлялись в координатах $\dot{\epsilon}$ - T в виде карт постоянных уровней. При сопоставлении карт распределений коэффициентов η , ξ с распределениями параметров D_0 , D_1 и δ связующим звеном являлись результаты структурных исследований.

Результаты моделирования ТМО и структурных исследований

Как и следовало ожидать, при вариации параметров ТМО ($\dot{\epsilon}$ - T) карты распределений характеристик диссипативной функции (η , ξ) отображали некий рельеф с экстремумами (рис. 3, 4).

Согласно использованной методологии [7], минимальные значения η должны отвечать процессам упрочнения, возрастание η – активации релаксационных механизмов (динамической полигонизации и рекристаллизации). Области отрицательных значений параметра ξ указывают на возможное проявление неустойчивости пластического течения. В целом вид распределений не противоречит опубликованным данным разных авторов [22-24].

На примере данных, полученных при моделировании ТМО сплава Al-Mg-Sc и стали 08X18H10T, сравнением карт² установлено, что в области параметров $\dot{\epsilon}$ - T , где $\xi < 0$ и значения η достигают средних (не максимальных) оценок, возможны активные структурные перестройки в условиях динамического равновесия процессов упрочнения и разупрочнения.

Исследование мезоструктуры показало, что динамическое равновесие реализовывалось в субзеренной структуре на фоне активной фрагментации (рис. 5). Причем на металлографических изображениях зерен этой стадии соответствовали наибольшие значения размерностей границ зерен $D_0(\dot{\epsilon}$ - T) и $D_1(\dot{\epsilon}$ - T), которые свидетельствовали о максимальном заполнении поля изображения зернами динамической рекристаллизации (рис. 6). Области параметров $\dot{\epsilon}$ - T , где зафиксированы наибольшие значения коэффициентов $\eta(\dot{\epsilon}$ - T), совпадали с условиями ТМО, где величины $\delta(\dot{\epsilon}$ - T)

² Аналогичные сопоставления построенных карт были сделаны и для других испытанных материалов.

минимальны, а зерна укрупнены вследствие собирательной рекристаллизации как структурно-фазового перехода.

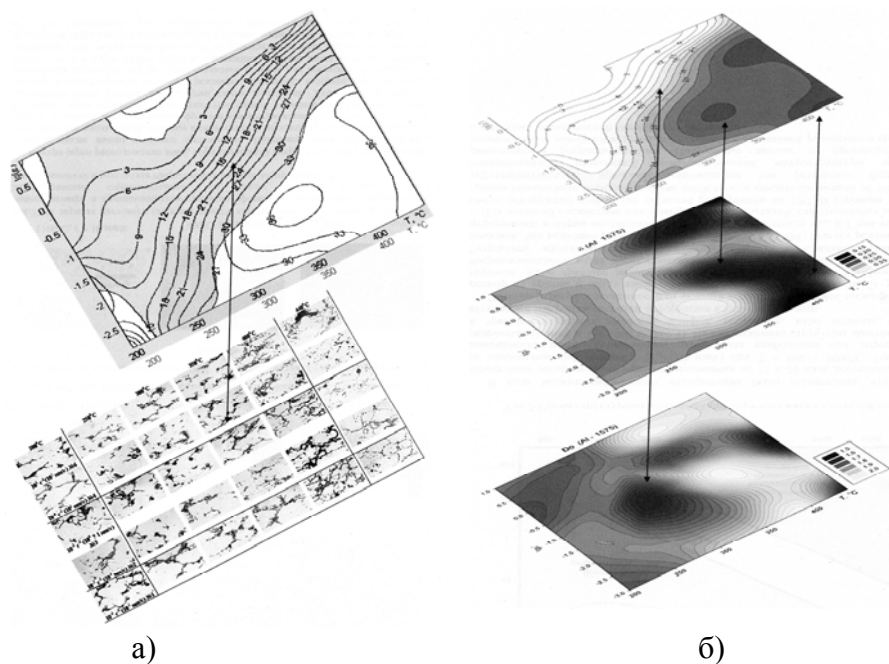


Рис. 3. Совмещенные карты η , $(\epsilon-T)$ и $\xi(\epsilon-T)$, где область $\xi < 0$ показана серым цветом, в сопоставлении со структурой зерен (а) и карты $\eta(\epsilon-T)$, $\delta(\epsilon-T)$ и $D_0(\epsilon-T)$, построенные одна над другой (б) после имитации ТМО сплава Al-Mg-Sc при температурах 200 – 440 °С и скоростях деформации $10 - 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ [25]. Положительные корреляции между структурными параметрами показаны стрелками.

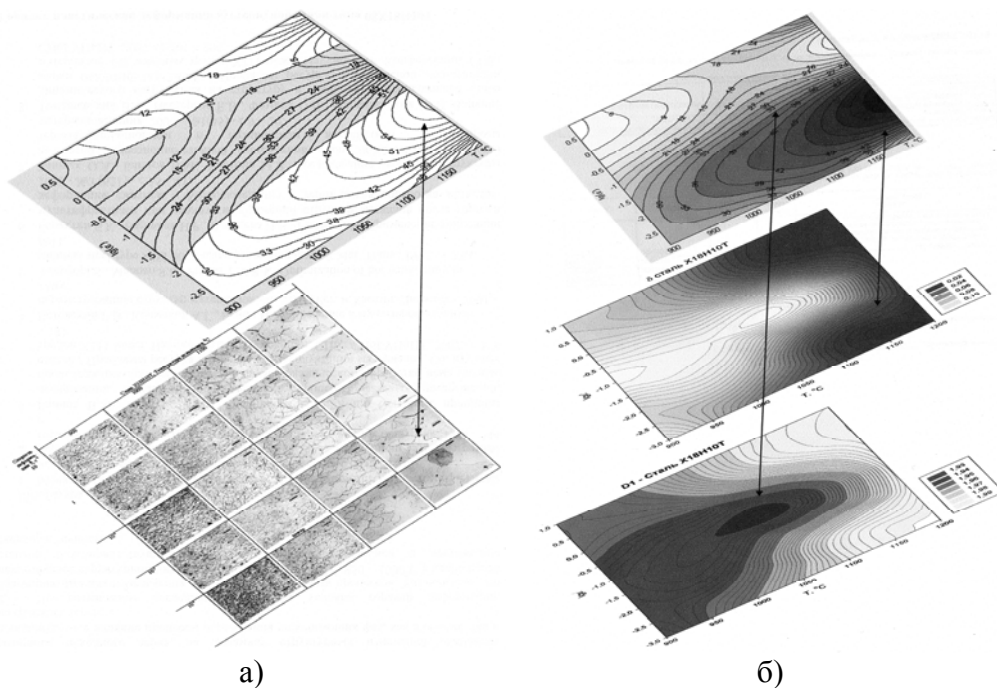


Рис. 4. То же, что и на рисунке 3, но по результатам испытаний стали 08X18H10T при температурах 900 – 1200 °С и скоростях деформации $10 - 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Положительные корреляции между структурными параметрами показаны стрелками.

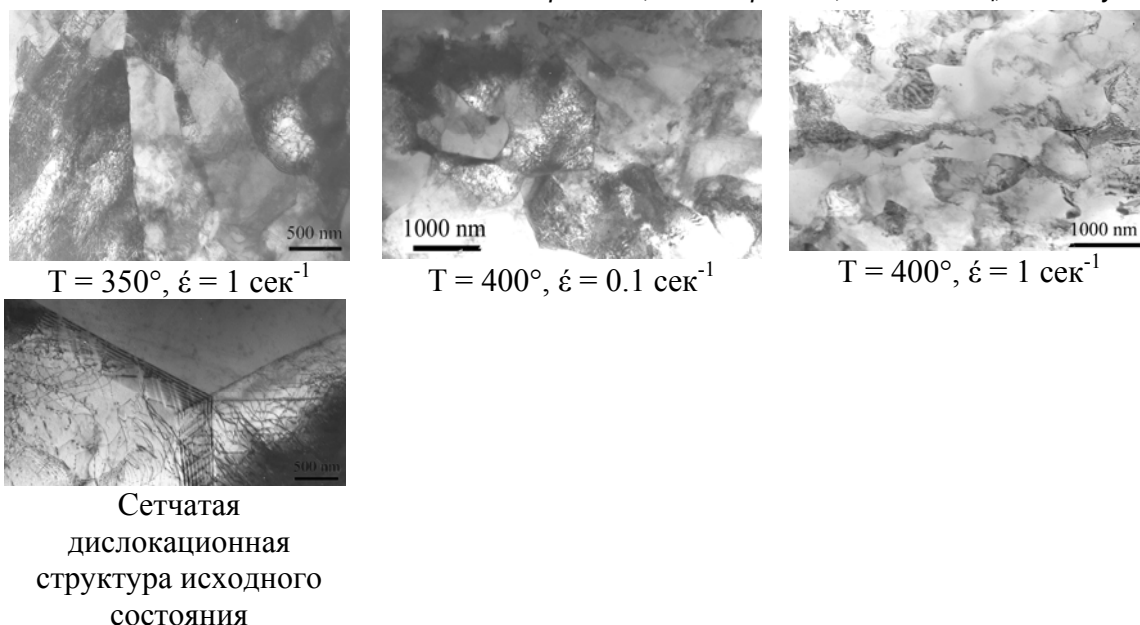


Рис. 5. Дислокационные структуры в Al-Mg-Sc сплаве, образованные в режиме динамического равновесия упрочнения и разупрочнения (верхний ряд) в сравнении со структурой недеформированного исходного состояния (внизу слева).

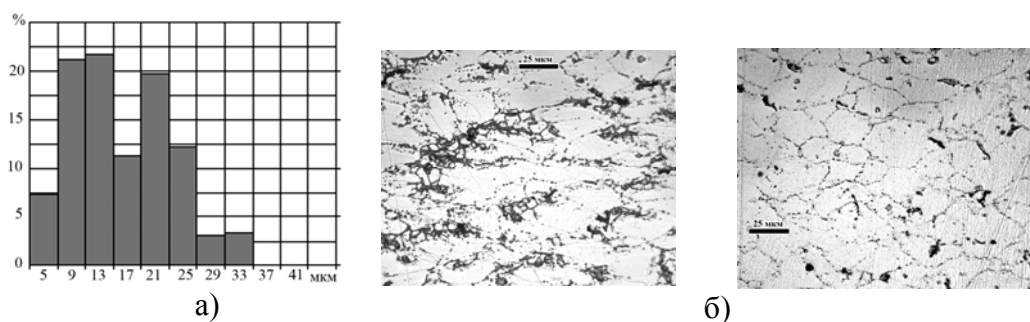


Рис. 6. После сжатия Al-Mg-Sc сплава при $T = 400^{\circ}\text{C}$:

- а) гистограмма распределения зерен по размерам и структура для $\dot{\epsilon} = 1 \text{ с}^{-1}$;
 б) рекристаллизованные зерна для $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Согласно классическому определению [12], фрагментация определена как феномен разбиения однородно ориентированных зерен на сильно разориентированные субзерна, которые в процессе пластической деформации уменьшаются до 0.2 мкм, а их взаимные разориентировки θ увеличиваются по линейному закону:

$$\theta = \alpha (\epsilon - \epsilon_0), \quad (5)$$

где ϵ – истинная (логарифмическая) макродеформация, ϵ_0 – пороговая деформация, соответствующая началу фрагментации, α – коэффициент. Накопление разориентаций в границах деформационной природы – общая для ГЦК и ОЦК металлов особенность фрагментации, которая свидетельствует о приближении предельного состояния в деформируемом теле накануне деструктивных процессов и образования микротрещин.

Опираясь на положение металлофизики о том, что дальнейшее развитие науки о материалах будет базироваться на закономерностях эволюции структур, образованных в результате взаимодействия атомов на масштабах микро-, нано- и мезоскопического уровня, можно предложить следующую интерпретацию результатов имитационного моделирования (рис. 7). При термомеханической обработке (ТМО) структура деформируемого металла активно эволюционирует, при этом обнаруживая свойства упрочнения, разупрочнения и приспособляемости. В проявлении этих качеств принимает активное участие большое количество генерируемых подвижных дефектов кристаллического строения, прежде всего, дислокаций ($\rho_{\text{подвижн.}}$), из которых часть обеспечивает формоизменение образца и эффект упрочнения ($\rho_{\text{структурн.}}$). Другая часть подвижных дефектов обеспечивает поглощение «избыточной» механической энергии и приспособление материальной среды путем самоорганизации и образования временных диссипативных состояний ($\rho_{\text{релаксац.}}$). Термическое воздействие ускоряет процессы перестроек, тем самым обеспечивая эффект разупрочнения и снижения уровня внутренних напряжений. В условиях горячей пластической деформации упрочнение невелико, поскольку термически активируемые механизмы полигонизации и рекристаллизации успевают поглотить значительную часть введенных подвижных дислокаций.



Рис. 7. Возможные стадии структурных преобразований с образованием диссипативных структур и активацией механизмов релаксации.

При имитации ТМО с постоянной скоростью пластической деформации были обнаружены режимы $\dot{\epsilon}$ и T , при которых возникали автоколебания напряжений на диаграммах $\sigma(\epsilon)$. При этом в субструктуре обнаруживались незавершенные и оборванные субграницы, ячеистые дислокационные образования диаметром не более 200 нм и признаки образования аморфизованных объемов вблизи границ зерен. Результаты экспериментов недвусмысленно указывали на вероятность структурных перестроек по колебательному сценарию, типичному при самоорганизации дефектов в динамические диссипативные ансамбли в термодинамически неравновесных условиях, когда наиболее вероятно динамическое равновесие процессов упрочнения и разупрочнения. В этих условиях локальные флуктуации или целенаправленные

изменения параметров ТМО ($\dot{\epsilon}$, T) могли нарушить динамическое равновесие и активировать дополнительные механизмы структурных изменений, которые также поглощают избыточную энергию, но являются релаксационными.

Исследованиями установлено, что динамическое равновесие реализуется в состоянии фрагментации субструктуры, которой отвечают значения эффективности диссипации на уровне $\eta \sim 15-20$. Пластическая деформация, приводящая к увеличению неравноосности зерен, «подготавливает почву» для активации динамической рекристаллизации, при этом значения $\eta \rightarrow 0$. С другой стороны, увеличение температуры и снижение скорости деформации способствует началу динамической полигонизации и рекристаллизации с формированием однородной структуры зерен, что соответствует росту коэффициента диссипации. Наибольшая величина η замечена при медленной (10^{-3} с^{-1}) деформации и высоких температурах, что свидетельствует о проявлении эффекта сверхпластичности при структурно-фазовых переходах с образованием зерен нового структурного и текстурного состояния. Тенденции структурных перестроек прослеживались также по данным мультифрактального анализа изображений зерен (рис. 8). Если полагать, что в поле параметров ТМО ($\dot{\epsilon}$, T) в условиях динамического равновесия эффективность диссипации механической энергии ограничена линиями постоянных уровней для значений $\eta = 24 \pm 3$, то размах колебательного эффекта между вкладами ($\rho_{\text{релаксац.}}$) и ($\rho_{\text{структурн.}}$) определится степенью неравновесности дислокационного ансамбля ($\rho_{\text{подвижн.}}$).

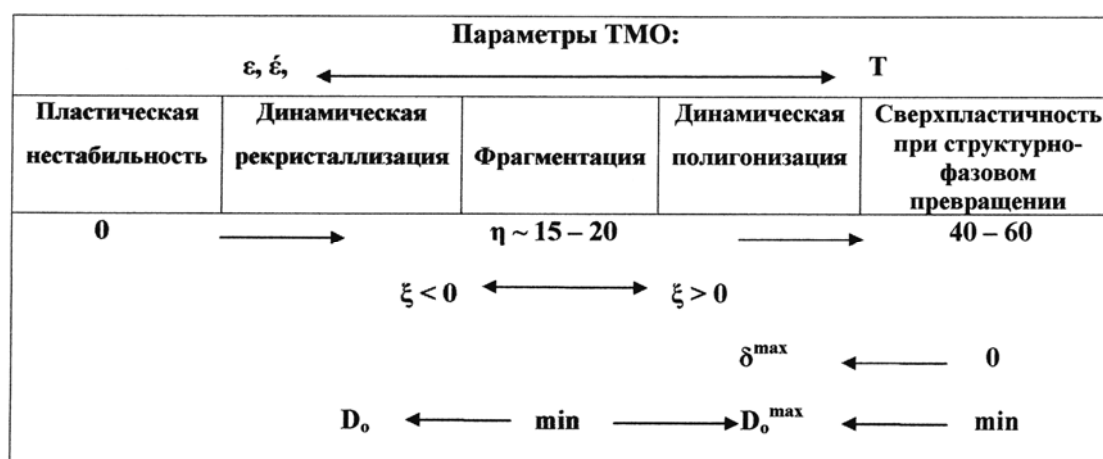


Рис. 8. Тенденции изменения энергетических и мультифрактальных параметров при вариации режимов ТМО. Стрелки показывают направления изменений параметров к максимальным значениям.

Рассмотренный сценарий смены механизмов структурных изменений можно соотнести к явлениям термодинамического упорядочения с релаксацией, развивающимся по направлению к равновесию, что не тождественно диссипативным явлениям в состояниях, далеких от равновесия.

Совместное рассмотрение диаграмм горячей пластической деформации, изображений структуры деформированных материалов (сталей разных категорий прочности, ГЦК сплавов с разной энергией дефектов упаковки), которые соответствовали области параметров $\dot{\epsilon}$ - T с динамическим равновесием процессов упрочнения и разупрочнения, убеждало в том, что в таких условиях зерна могут выдерживать значительную деформацию без нарушения сплошности материала. Если

динамическую структуру, способную обеспечить «идеальную» пластичность в смысле отсутствия упрочнения и длительной деформации без разрушения, определить как фрагментированную, можно предложить следующее толкование этому явлению. *Фрагментация - термодинамически неравновесное динамически устойчивое состояние, которое обеспечивает упруго-пластическую аккомодацию и измельчение взаимодействующих соседних зерен, а при флуктуациях параметров горячей пластической деформации (ϵ , $\dot{\epsilon}$, T) переходит в явления релаксационного типа.*

Выводы

1. Динамическое равновесие процессов упрочнения и разупрочнения соответствует оценкам параметров рассеяния механической энергии $\eta=24\pm 3$ и $\xi > 0$, при которых аккомодационные способности мезоструктуры реализуются как диссипативные состояния дислокационных ансамблей вблизи границ зерен в форме фрагментированных субструктур.
2. Об активации релаксационных механизмов (динамической рекристаллизации и динамической полигонизации) свидетельствует возрастание величины фрактальной размерности D_0 границ зерен.
3. Проявление эффекта сверхпластичности путем структурно-фазового превращения с образованием новых кристаллизованных зерен наиболее вероятно, когда в структуре зерен мультифрактальный параметр $\delta \rightarrow 0$, а коэффициент η из предельных 100 (%) достигает значений:
 - 40 в сплавах на основе алюминия (Al-Mg-Sc - 1575), титана (ПТЗ-В и 5ВА) и железа (стали 10);
 - 50 в сплаве 04X20H6Г11М2АФБ с высоким содержанием азота;
 - 60 в стали типа 08X18H10Т.
4. В имитационном моделировании ТМО параметры энергетических затрат $\eta(\dot{\epsilon}-T)$ и $\xi(\dot{\epsilon}-T)$ могут служить критериями оптимизации горячей пластической деформации.
5. Метод мультифрактальной параметризации изображений структур позволяет обнаружить и использовать новые характеристики, представляющие собой интеграцию искусственного или естественного упорядочения в микро-, нано- и мезомасштабах зерен.
6. Развиваемая методология удовлетворяет следующим требованиям:
 - содержание охватывает широкий класс явлений и отличается простотой;
 - результаты предсказания близки к тем, которые дают другие известные теории, и проверяемы;
 - имеет предсказательную силу.

Авторы благодарны В.В. Рыбину за полезные дискуссии при обсуждении результатов.

Литература

- [1] И.В. Горынин, В.В. Рыбин, В.А. Малышевский, Е.И. Хлусова // *Вопросы материаловедения* **59** (2009) 108.
- [2] В.В. Рыбин // *Вопросы материаловедения* **29** (2002) 11.
- [3] М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский, Л.М. Капуткина, *Термомеханическая обработка стали* (Металлургия, М., 1983).
- [4] М.А. Выбойщик, В кн.: *Перспективные материалы. Конструкционные материалы и методы управления их качеством*, под ред. Д.Л. Меерсона (ТГУ, МИСиС, Тольятти, 2007), Т. 2, с. 171.
- [5] Y.V.R.K. Prasad, H.L. Gegel, S.M. Doraiavelu // *Met. Trans.* **15A** (1984) 1883.
- [6] T. Sakai, J.J. Jonas // *Acta Met.* **32** (1984) 189.

- [7] Н.Р. Варгасов, В.В. Рыбин // *Металловедение и термическая обработка металлов* № 9 (1999) 52.
- [8] Н.Р. Варгасов, В.В. Рыбин // *Вопросы материаловедения* 37 (2004) 12.
- [9] Н.Р. Варгасов, В.В. Рыбин // *Вопросы материаловедения* 18 (1999) 63.
- [10] Н.Р. Варгасов, В.В. Рыбин // *Вопросы материаловедения* 37 (2004) 5.
- [11] В.В. Рыбин, *Большие пластические деформации и разрушение металлов* (Металлургия, М., 1986).
- [12] Г.Е. Коджаспиров, А.И. Рудской, В.В. Рыбин, *Физические основы и ресурсосберегающие технологии изготовления изделий пластическим деформированием* (Наука, Санкт-Петербург, 2006).
- [13] Г.В. Встовский, *Элементы информационной физики* (МГИУ, М., 2002).
- [14] Г.В. Встовский, А.Г. Колмаков, И.Ж. Бунин, *Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов* (Науч.-изд. центр «Регулярная и хаотическая динамика», Ижевск, 2001).
- [15] Б.К. Барахтин, В.Ф. Чашников // *Вопросы материаловедения* 28 (2001) 5.
- [16] Б.К. Барахтин, А.Б. Воробьев // *Деформация и разрушение материалов* № 7 (2010) 36.
- [17] Б.К. Барахтин, Н.Р. Варгасов, М.С. Михайлов–Смольняков, М.Л. Федосеев // *Вопросы материаловедения* 63 (2010) 121.
- [18] Б.К. Барахтин, Н.Б. Громова, Н.В. Лебедева, Н.Ю. Ермакова // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения* № 5 (2008) 113.
- [19] Б.К. Барахтин, А.М. Немец, В кн.: *Металлы и сплавы. Анализ и исследование. Физико-аналитические методы исследования металлов и сплавов. Неметаллические включения*, под ред. Б.К. Барахтин (НПО «Профессионал», Санкт-Петербург, 2006).
- [20] Б.К. Барахтин, Н.В. Лебедева // *Тяжелое машиностроение* № 10 (2008) 16.
- [21] Б.К. Барахтин, Н.В. Лебедева, У.А. Пазилова // *Деформация и разрушение материалов* № 9 (2006) 18.
- [22] S. Venugopal, S.L. Mannan, Y.V.R.K. Prasad // *Met. Trans.* 23A (1992) 11.
- [23] Y.V.R.K. Prasad, S. Sasidhara, *Hot Working Guide A Compendium of Processing Maps Edited* (Department of Metallurgy Indian Institute of Science, Bangalore, 2004).
- [24] В.А. Малышевский, Е.И. Хлусова, Б.К. Барахтин // *Вопросы материаловедения* 64 (2010) 7.
- [25] Б.К. Барахтин, Н.В. Лебедева // *Деформация и разрушение материалов* № 8 (2010) 16.

THE CHOICE OF THE THERMOMECHANICAL TREATMENT STEELS AND ALLOYS BASED ON THE STRUCTURAL SYSTEMATIC ANALYSIS AND THE IMITATION MODELING

B.K. Barakhtin^{*}, N.R. Vargasov, A.M. Nemec, E.I. Khlusova

The CRISM "Prometey", Shpalernaja str. 49, St.Petersburg, 191015, Russia

^{*}e-mail: BBarakhtin@mail.ru

Abstract. The regions of the positive correlations between dissipative function extreme characteristics and structure principal mechanisms were maintained. The results based on

imitation hot pressure modeling and statistics generalizing with multifractal structure image analyzing at coordinates ϵ -T.

References

- [1] I.V. Gorynin, V.V. Rybin, V.A. Malyshevsky, E.I. Khlusova // *Voprosy materialovedeniya (Problems of Materials Science)* **59** (2009) 108.
- [2] V.V. Rybin // *Voprosy materialovedeniya (Problems of Materials Science)* **29** (2002) 11.
- [3] M.L. Bernstein, V.A. Zaymovsky, L.M. Kaputkina, *Termomekhanicheskaya obrabotka stali (Thermomechanical treatment of steel)* (Metallurgiya, Moscow, 1983).
- [4] MA Vyboyschik, In: *Perspektivnye materialy. Konstruktsionnye materialy i metody upravleniya ikh kachestvom (Advanced Materials. The construction materials and methods of controlling their quality)*, ed. by D.L. Meyerson (Togliatti State University, MISIS, Togliatti, 2007), Vol. 2, p. 171.
- [5] Y.V.R.K. Prasad, H.L. Gegel, S.M. Doraivelu // *Met. Trans.* **15A** (1984) 1883.
- [6] T. Sakai, J.J. Jonas // *Acta Met.* **32** (1984) 189.
- [7] N.R. Vargasov, V.V. Rybin // *Metal Science and Heat Treatment* **41**, 9 (1999) 417.
- [8] N.R. Vargasov, V.V. Rybin // *Voprosy materialovedeniya (Problems of Materials Science)* **37** (2004) 12.
- [9] N.R. Vargasov, V.V. Rybin // *Voprosy materialovedeniya (Problems of Materials Science)* **18** (1999) 63.
- [10] N.R. Vargasov, V.V. Rybin // *Voprosy materialovedeniya (Problems of Materials Science)* **37** (2004) 5.
- [11] V.V. Rybin, *Bol'shie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov (Large plastic deformation and fracture of metals)* (Metallurgiya, Moscow, 1986).
- [12] G.E. Kodzhaspirov, A.I. Rudskoi, V.V. Rybin, *Fizicheskie osnovy i resursosberegayushchie tekhnologii izgotovleniya izdelii plasticheskim deformirovaniem (Physical basis and energy saving technologies for manufacturing of products by plastic deformation)* (Nauka, St.Petersburg, 2006).
- [13] G.V. Vstovskii, *Elementy informatsionnoy fiziki (Elements of Information Physics)* (MSIU, Moscow, 2002).
- [14] G.V. Vstovskii, A.G. Kolmakov, I.Zh. Bunin, *Vvedenie v multifraktalnuyu parametrizatsiyu struktur materialov (Introduction to the multifractal parametrization of structures of materials)* (scientific-ed. Center "Regular and Chaotic Dynamics", Izhevsk, 2001).
- [15] B.K. Barakhtin, V.F. Chashnikov // *Voprosy materialovedeniya (Problems of Materials Science)* **28** (2001) 5.
- [16] B.K. Barakhtin, A.B. Vorob'ev // *Deformatsiya i Razrushenie materialov (Deformation and Fracture of Materials)* № 7 (2010) 36.
- [17] B.K. Barakhtin, N.R. Vargasov, M.S. Mikhailov-Smolnyakov, M.L. Fedoseev // *Voprosy materialovedeniya (Problems of Materials Science)* **63** (2010) 121.
- [18] B.K. Barakhtin, N.B. Gromova, N.V. Lebedeva, N.Y. Ermakova // *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Fundamental problems modern materials science)* № 5 (2008) 113.
- [19] B.K. Barakhtin, A.M. Nemec, In: *Metally i splavy. Analiz i issledovanie. Fiziko-analiticheskie metody issledovaniya metallov i splavov. Nemetallicheskie vklyucheniya (Metals and alloys. Analysis and research. Physical and analytical methods for the study of metals and alloys. Non-metallic inclusions)*, ed. by B.K. Barakhtin (NPO "Professional", St.Petersburg, 2006).
- [20] B.K. Barakhtin, N.V. Lebedeva // *Tyazheloe mashinostroenie (Russian Journal of Heavy Machinery)* № 10 (2008) 16.

- [21] B.K. Barakhtin, N.V. Lebedeva, U.A. Pazilova // *Deformatsiya i Razrushenie materialov (Deformation and Fracture of Materials)* № 9 (2006) 18.
- [22] S. Venugopal, S.L. Mannan, Y.V.R.K. Prasad // *Met. Trans.* **23A** (1992) 11.
- [23] Y.V.R.K. Prasad, S. Sasidhara, *Hot Working Guide A Compendium of Processing Maps Edited* (Department of Metallurgy Indian Institute of Science, Bangalore, 2004).
- [24] V.A. Malyshevsky, E.I. Khlusova, B.K. Barakhtin // *Voprosy materialovedeniya (Problems of Materials Science)* **64** (2010) 7.
- [25] B.K. Barakhtin, N.V. Lebedeva // *Deformatsiya i Razrushenie materialov (Deformation and Fracture of Materials)* № 8 (2010) 16.