

## **ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУР И ФАЗОВОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ ОБЛУЧЕННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ**

Проанализированы результаты многолетних исследований механизмов пластической деформации, а также закономерностей изменений микроструктуры и физико-механических свойств облученных металлов и сплавов, полученные с применением оптико-электронной экстензометрии, деформационной калориметрии, магнитометрии, оптической и электронной микроскопии. На их основе предложена модель эволюции кристаллических дефектов и структурно-фазовых превращений в процессе пластической деформации аустенитной нержавеющей стали в состоянии до и после облучения высокоэнергетическими частицами.

В последние годы в физическом материаловедении широко используют принципы нелинейной термодинамики, согласно которым при необратимых процессах в открытых и далеких от равновесия системах возможно спонтанное возникновение упорядоченных структур, т.е. наблюдается их самоорганизация. В частности, при анализе эффектов, сопровождающих пластическую деформацию металлических кристаллов, развиваются представления о процессах образования и эволюции диссипативных дислокационных структур, протекающих стадийно на различных взаимосвязанных пространственных уровнях [1, 2]. Наряду с этим получили развитие принципиально новые представления о процессах взаимодействия излучения с конденсированным веществом, в рамках которых индуцируемые облучением фазово-структурные превращения рассматриваются как коллективный отклик открытой системы на внешнее воздействие. При этом для некоторых значений параметров облучения возможно специфическое упорядочение системы с образованием диссипативных структур, примером которых являются наблюдавшиеся в облученных металлических системах суперрешетки пор, а также регулярно расположенные другие структурные элементы [3]. Полагают, что во время деформации или облучения поликристаллов образуются и развиваются субструктуры, различающиеся не только морфологией, но и количественными параметрами, которые также приводят к изменению физико-механических свойств металлов и сплавов.

Несмотря на всю важность такого подхода, тем не менее исследовательских работ, в которых

бы систематически изучались многостадийность и многоуровневость радиационной повреждаемости или пластической деформации облученных высокоэнергетическими частицами материалов, к настоящему времени известно не так уж много. Еще меньше исследований посвящено изучению деформируемых кристаллов, содержащих дефекты радиационного происхождения, причем в них авторы, как правило, ограничиваются рассмотрением только эволюции дислокационной структуры или только фазовых превращений, оставляя без внимания их взаимосвязь, а также влияние на механические макрохарактеристики металлов и сплавов.

В настоящей статье на основании собственных результатов многолетних исследований и литературных данных предлагается модель эволюции кристаллических дефектов и структурно-фазовых превращений в процессе пластической деформации, а также связанных с ними изменений характеристик прочности и пластичности металлических поликристаллов в необлученном и облученном состояниях. При этом особое внимание уделено нержавеющей стали аустенитного класса, наиболее часто используемым в качестве конструкционных материалов ответственных конструкций ядерных реакторов и термоядерных установок.

**Методика экспериментов.** Для исследования изменений структуры и физико-механических свойств материалов после облучения в Институте ядерной физики (г. Алматы) был создан и в настоящее время успешно эксплуатируется комплекс установок для оптической и электронной микроскопии, а также парк универсальных

испытательных машин [4]. В данной работе структурные исследования проводили на микроскопах MeF-2 (оптический), Amtey-1200 (сканирующий), JEM-100CX (просвечивающий).

Механические испытания «на растяжение» выполняли на разрывных машинах Инстрон-1195 и ФР-100/1. Основным результатом таких испытаний – инженерная диаграмма растяжения в координатах «усилие–удлинение», которую обычно перестраивали в кривую упрочнения: «напряжение–деформация». В отдельных случаях, если эксперименты по растяжению сопровождались определением геометрических размеров деформируемого образца, строили «истинную» кривую упрочнения и рассчитывали «истинные» значения характеристик прочности и пластичности материала.

На этапе обработки данных для описания кривой пластического течения использовали различные уравнения: Холломона  $\sigma = c_1 \varepsilon^{n_1}$ ,

Людвига  $\sigma = \sigma_0 + c_2 \varepsilon^{n_2}$ , Одингга  $\sigma = \frac{1 - B \varepsilon}{1 - A \varepsilon}$ ,

Свифта и др. (см., например, [5]), где  $\sigma$  – напряжение,  $\varepsilon$  – остаточная деформация,  $n$  – показатель деформационного упрочнения. Наряду со штатными характеристиками прочности и пластичности определяли значения коэффициентов и показателей деформационного упрочнения, а также области существования их постоянных значений. На основании анализа полученных результатов выявляли стадии пластического течения и определяли их границы [6]. Для облученных материалов эти эксперименты аналогичны, за исключением испытаний высокоактивных образцов, когда растяжение проводили в «горячих» камерах на дистанционно-управляемых разрывных машинах.

С целью исследования механизмов пластической деформации и закономерностей изменений механических свойств металлов и сплавов в результате облучения нами были разработаны методы оптико-электронной экстензометрии, компьютерной обработки кривых растяжения и деформационной калориметрии [4, 7]. С их помощью определяли текущие значения габаритных размеров деформируемого образца (в том числе минимальной площади сечения и распределения удлинений) и с использованием разработанных математических программ рассчитывали предел текучести, предел прочности, относительные деформации, сужение, работу, затрачиваемую на деформирование и др. для необлученных и облученных образцов.

**Экспериментальные результаты и их обсуждение.** Будем рассматривать единый процесс пластической деформации металлических поликристаллов, протекающий одновременно на 3-х различных уровнях структурных изменений: макро-, мезо- и микропроцессы (рис. 1).

1. *Макропроцессы*, включающие упругую, пластическую деформацию и процессы разрушения, развивающиеся в испытательных образцах, конструкциях или деталях машин, охватывают объемы, соизмеримые с размерами перечисленных объектов. Например, размер образца, обычно используемого для механических испытаний высокоактивных материалов, в нашем случае составлял  $3 \times 10 \times 0,3$  мм.

2. *Мезопроцессы* развиваются в объемах, сопоставимых по размерам с отдельными кристаллитами (5–20 мкм). Эти явления исследуются методами металлографического эксперимента.

3. *Микропроцессы* пластической деформации связаны с движением отдельных дислокаций или дислокационных ансамблей, с развитием актив-

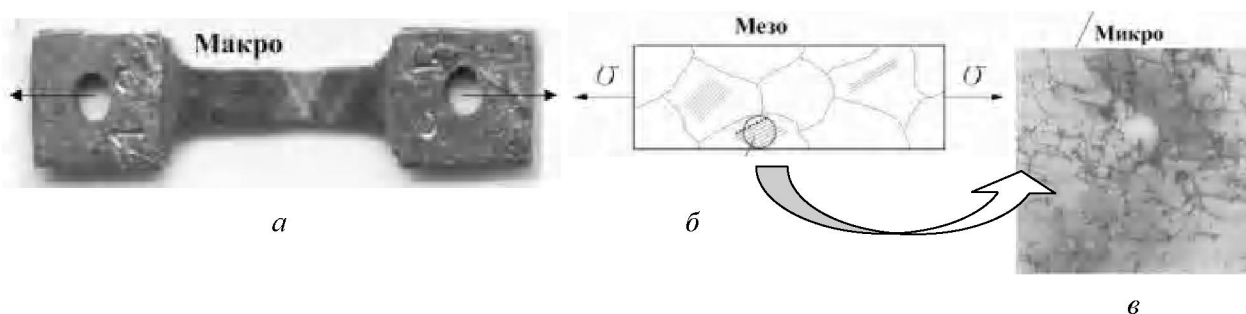


Рис. 1. Иерархия масштабных уровней пластической деформации поликристаллов:

а – образец для механических испытаний; б – схема деформируемого материала; в – дислокационная структура

ных поворотов, происходящих в объемах, много меньших, чем размер отдельного зерна ( $<1$  мкм).

Предположим, что описанная металлическая система, состоящая из зерен, отделенных друг от друга границами, активно обменивается энергией с окружающей средой. Например, мы облучаем, деформируем или нагреваем поликристаллический объект, в каждом зерне которого имеются дислокации и другие дефекты решетки. Очевидно, что при этом в рассматриваемой открытой системе будут протекать процессы, направленные, согласно принципу Ле-Шателье, на подавление причин, их вызывающих. По-видимому, эти процессы, характеризующиеся в общем случае структурно-фазовыми перестройками, будут коллективными, происходящими на различных структурных уровнях и взаимосвязанными. Следует также ожидать, что эти процессы будут многостадийными и протекать (в фазовом пространстве) по траектории, обеспечивающей в каждый момент минимальный прирост внутренней энергии деформируемого объекта.

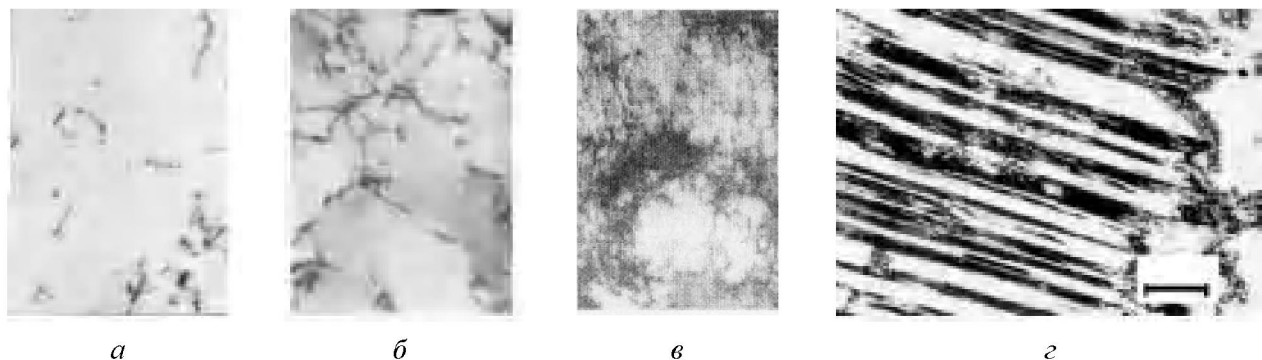
Эксперименты свидетельствуют, что в результате интенсивного внешнего воздействия в системе происходят необратимые изменения структуры: образуются новые дефекты и исчезают старые, зарождаются и развиваются новые фазы и т.д. При этом часть подводимой к системе внешней энергии рассеивается, тогда как другая часть – так называемая латентная энергия  $E_s$  [8] – накапливается в поликристалле. Ее носителями являются искаженные участки кристаллической решетки, связанные в основном с образующимися дефектами и преципитатами вторичных фаз. В соответствии с изменениями структурно-энергетического состояния рассматриваемого материала следует ожидать также изменений его

свойств: механических, магнитных, коррозионных и т.д., обусловленных структурно-фазовыми превращениями.

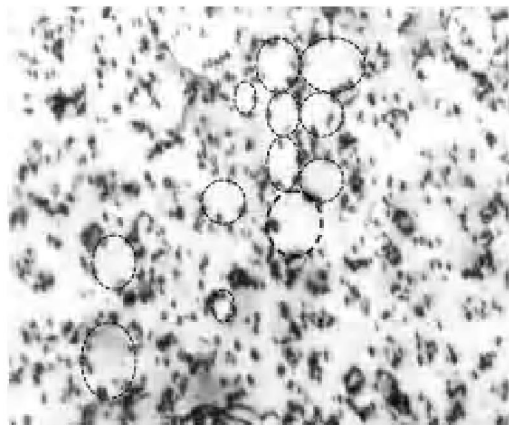
Приведем некоторые примеры трансформации структуры на различных уровнях и изменения свойств в результате интенсивных внешних воздействий на материал: пластической деформации (рис. 2) и облучения (рис. 3 и 4). Подробно эволюция дефектной структуры в процессе деформации будет рассмотрена ниже. Здесь лишь следует обратить внимание на то, что в формировании тех или иных структур в стали большую роль играет эволюция ансамбля дислокаций в кристалле. Эти изменения напрямую связаны с увеличением плотности дислокаций, которые, накапливаясь на определенных этапах, образуют «лес», «ячейки» и т.п. (рис. 2, б, в). При статическом растяжении нержавеющей стали при  $20^\circ\text{C}$  для деформаций, больших, чем 25%, отмечено образование мартенситной  $\alpha'$ -фазы (рис. 2, г).

Электронно-микроскопические исследования стали 12X18H9T, облучавшейся  $\sim 25$  лет нейтронами ( $1,3 \cdot 10^{22}$  н/см<sup>2</sup>) в реакторе ВВР-К, позволили нам получить данные (рис. 3), свидетельствующие о том, что обнаруженная в матрице кристаллов дефектная структура на мезоуровне представляет собой квазирегулярное построение дислокационных петель в виде «ячеек» со средним размером  $\sim 0,1$  мкм. По-видимому, столь неординарная структура формировалась в течение длительного времени облучения и соответственно явилась следствием малой скорости набора повреждающей дозы.

Посмотрим теперь, как могут изменяться при длительном облучении механические свойства металлов и сплавов. На рис. 4 приведена дозовая зависимость изменения прочностных свойств



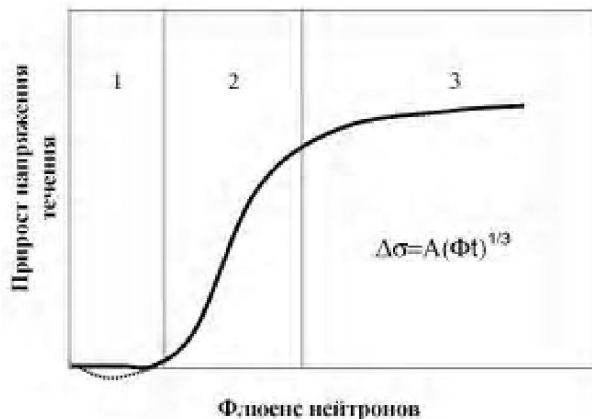
**Рис. 2.** Трансформация субструктуры метастабильной стали 12X18H10T при деформации: а – исходная структура; б –  $\varepsilon \sim 5\%$ ; в –  $\varepsilon \sim 20\%$ ; г –  $\varepsilon > 25\%$ . Видны образования  $\alpha'$ -мартенсита



**Рис. 3.** Ячейки из дислокационных петель в аустенитной нержавеющей стали 12X18H9T, облученной в реакторе ВВР-К до ~5 нА

материалов с гранцентрированной (ГЦК) решеткой, облученной нейтронами. Видно, что кривую радиационного упрочнения можно условно разбить на три области: 1 – инкубационный период; 2 – область интенсивного возрастания прочностных характеристик; 3 – область незначительного изменения предела текучести с возрастанием флюенса частиц [9]. Рассмотрение имеющихся в литературе экспериментальных данных свидетельствует о том, что продолжительность каждого участка упрочнения определяется исходными свойствами облучаемого материала и условиями облучения (энергией и типом частиц, температурой и т.п.). В этой связи для дальнейшей детальной проработки поставленной задачи несколько конкретизируем ситуацию: выберем материал, его термообработку, вид облучения, энергию частиц, повреждающую дозу и скорость ее набора, температуры облучения и испытания и т.д., поскольку хорошо известно, что не только характеристики прочности, но и механизмы пластической деформации в значительной степени определяются значениями перечисленных параметров.

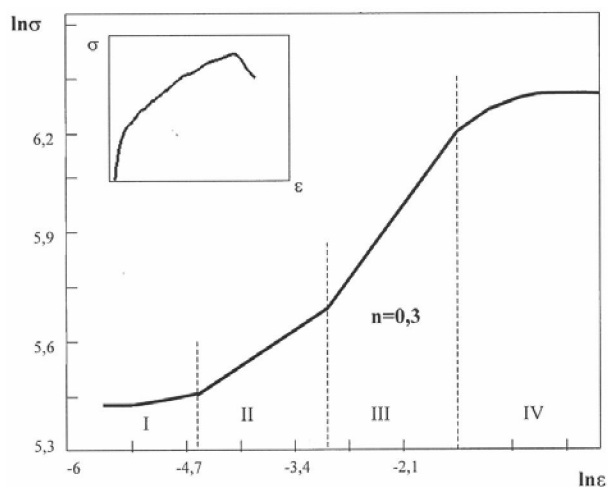
С учетом изложенного выше рассмотрим эволюцию дефектов и последовательность изменений структурно-фазовых состояний только в хромоникелевых сталях аустенитного класса в процессе статического одноосного растяжения при комнатной температуре. В частности, попытаемся построить обобщенную схему иерархии масштабных уровней деформации необлученной и облученной нейтронами аустенитной метастабильной стали 12X18H10T, определить основные элементы структур, принадлежащих этим уров-



**Рис. 4.** Радиационное упрочнение металлов с ГЦК-решеткой (схема)

ням и сопоставить структурные изменения с изменениями характеристик прочности и пластичности материала. При этом будем принимать во внимание факт стадийности пластического течения [10] и установим деформационно-силовые границы существования отдельных структурно-фазовых состояний. С этой целью воспользуемся уравнением Больфингера–Холломона  $\sigma = \sum C_i \varepsilon^{n_i}$  и представим экспериментальные данные в двойных логарифмических координатах.

Из рис. 5 видно, что в этом случае кривая течения представляется набором прямолинейных отрезков, характеризующихся различными углами наклона к оси деформации  $n_i = \text{tg} \frac{\ln \sigma_i}{\ln \varepsilon_i}$ . Если



**Рис. 5.** Стадии пластического течения стали 12X18H10T ( $T=20^\circ\text{C}$ ,  $v=0,5$  мм/мин). В прямоугольной вставке выделена инженерная кривая растяжения стального образца

по аналогии с представлениями, изложенными в [2], каждому такому участку  $\Delta \epsilon_1$  с некоторым значением  $n_1$  поставить в соответствие определенную стадию пластического течения (или стадию эволюции дислокационной структуры), то для стальных образцов, подвергнутых статической деформации при комнатной температуре, можно говорить о нескольких, в данном случае о четырех I–IV, таких стадиях различной протяженности. (Стадия IV характеризует область локализации деформации и начала разрушения образца.)

Следует отметить, что зависимость «напряжение – деформация» является отражением закономерностей развития дислокационной структуры в кристалле, деформируемом с постоянной скоростью. Эти закономерности в значительной степени сложные, особенно при больших деформациях, и до настоящего времени нет полного количественного описания диаграмм деформирования кристаллов. Заметим также, что приведенное выше степенное уравнение Больфингера–Холломона не является единственно приемлемым и в каждом конкретном случае необходимо использовать то математическое выражение, которое наиболее адекватно описывает реальную кривую упрочнения. Кроме того, необходимо ясно представлять, что наряду с предложенным приемом существуют и другие способы выявления стадий пластического течения и определения их деформационно-силовых границ (см., например, [11]). При этом каждый из предложенных методов не является совершенным и общепринятым и в этой связи нам представляется, что наиболее перспективным из них можно считать энергетический подход для выявления этапов эволюции дефектных структур, основанный на детальном анализе экспериментальных данных о процессах деформации, полученных с помощью метода

деформационной калориметрии [12]. Кратко суть этого метода заключается в следующем. Если в эксперименте по растяжению образца в ячейке дифференциального калориметра известна работа  $A$ , затраченная на деформирование образца, и регистрируется выделяющееся тепло  $Q$ , то из уравнения термодинамики  $A - Q = E_s$  можно определить запасенную (латентную) энергию  $E_s$ .

Для сопоставления способностей различных материалов или конкретных дислокационных структур запасать в себе энергию обычно используют относительную величину  $dE_s/dA = dP$ . Линеаризация кривых  $dP = f(\epsilon)$ , полученных при обработке данных калориметрических экспериментов, проведенных на необлученных и облученных нейтронами образцах меди, железа и стали 12X18H10T, позволила нам не только сравнить материалы, но и выявить участки с практически неизменным значением относительной запасенной энергии [13]. Эти участки, где  $dP = \text{const}$ , в рамках предложенной модели соответствуют областям с неизменной структурой, т.е. стадиям пластического течения стали (рис. 6).

Обращает на себя внимание, что в ряде случаев при анализе экспериментальных кривых выявляются деформационные участки, где абсолютные значения как относительной запасенной энергии  $dP$ , так и показателя деформационного упрочнения  $n$  не только постоянны, но и практически совпадают. Это позволяет предположить, что структурно-чувствительный параметр  $n$  зависит не только от температуры и скорости деформации, величины зерна и энергии дефекта упаковки [14], но также характеризует способность деформируемого материала запасать энергию (в пересчете на единицу затрачиваемой работы). Сравнение граничных значений напряжений  $\sigma_1$  и деформаций  $\epsilon_1$  для областей, выделенных, с

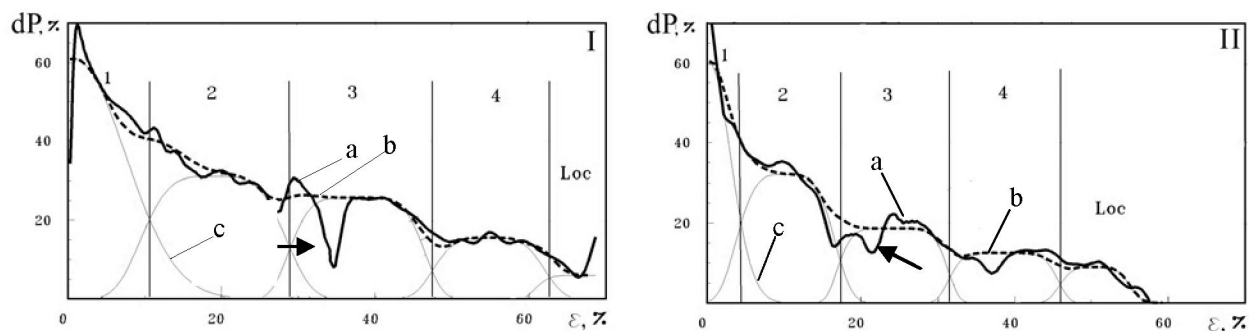


Рис. 6. Стадийность пластической деформации стали 12X18H10T: I – необлученная; II – облученная нейтронами  $5 \cdot 10^{22}$  н/м<sup>2</sup>. а – экспериментальная кривая; б – аппроксимирующая кривая

одной стороны, с помощью уравнения Холломо-на, а с другой – определенных по энергетическим данным, показывает, что в общем случае они не всегда равны. Скорее всего, это связано с тем, что оба рассмотренных подхода к изучению стадийности течения не являются совершенными. Очевидно, что обоснованность применения того или иного подхода к анализу стадий пластического течения может быть установлена проведением комплексных и более детальных, например, электронно-микроскопических исследований. В этой связи, привлекая результаты просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), а также оптической металлографии, рассмотрим подробно процессы, протекающие в стальном образце при пластической деформации в выделенных областях (стадии I–IV) на микро-, мезо- и макроструктурных уровнях. Согласно данным электронно-микроскопических исследований [15] исходная субструктура стали 12X18H10T после аустенизации (1375K, 30 мин) характеризуется сравнительно невысокой средней плотностью дислокаций  $\rho$  внутри зерен, которая составляет менее  $10^8 \text{ см}^{-2}$ , и их хаотическим распределением. В то же время наблюдаются отдельные скопления дислокаций у границ зерен и крупных частиц вторичных фаз (карбидов). В процессе последующей пластической деформации термообработанной стали общая плотность  $\rho$  и распределение дислокаций изменяются существенным образом.

**Стадия I. Микроуровень.** При нагружении поликристалла выше напряжения течения происходит одиночное скольжение дислокаций в отдельных зернах с одновременным повышением плотности дефектов. Например, в образцах, деформированных растяжением на 4%,  $\rho$  возрастает до  $7 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  [14]. При этом структура холоднодеформированной стали отличается от исходной неоднородным распределением дислокаций, которые выявляются, главным образом, в полосах скольжения. Экспериментальные результаты, полученные в работе [16], свидетельствуют о том, что в ходе деформации нержавеющей стали аустенитного класса AISI 316 при комнатной температуре неоднородность дислокационной микроструктуры в масштабе одного зерна наблюдается вплоть до  $\varepsilon \sim 6\%$ . Необходимо также заметить, что наряду с дислокациями в кристаллической решетке после деформирования образуются также точечные дефекты: вакансии и

междоузельные атомы. Их концентрация пропорциональна работе  $A = \int \sigma(\varepsilon) d\varepsilon$ , затраченной на деформацию образца [17]. На макроуровне на всем протяжении этой стадии деформации существенных изменений структуры и механических свойств стали не наблюдается.

**Стадия II. Микроуровень.** За время протекания предыдущей, первой, стадии дислокации исчерпали возможность скользить по единой системе плоскостей. При дальнейшем деформировании они начинают “натывать” друг на друга, пересекаются, другими словами, взаимодействуют. Возникают неоднородности в их распределении, а стало быть и в распределении связанной с дислокациями запасенной энергии, которая пропорциональна произведению  $L \cdot b^2$  ( $L$  – длина дислокации,  $b$  – вектор Бюргерса). С увеличением степени холодной деформации плотность дислокаций в кристалле непрерывно повышается. В процессе взаимодействия друг с другом они образуют диполи, а также плоские скопления – так называемые дислокации леса. При этом, когда деформация стального образца превышает  $\sim 10\%$ , сплетения и плоские скопления дислокаций сменяются трехмерными дислокационными ячеистыми сетками.

Металлографическими и электронно-микроскопическими исследованиями установлено также, что структура аустенитных хромоникелевых сталей после холодной пластической деформации характеризуется наличием большого количества двойников и расщепленных дислокаций с дефектами упаковки между ними (рис. 7). Так, дефекты упаковки, окаймленные частичными дислокациями, наблюдали, например, в работе [15] после растяжения хромоникелевой стали типа 18–10 на 5–10%. Не исключено, что в приграничных областях зерен расщепление дислокаций может иметь место непосредственно после аустенизации, что свидетельствует о низкой энергии дефектов упаковки (ЭДУ) этих сталей, оцениваемой в 10–15 мДж/м<sup>2</sup>.

**Макроуровень.** Наблюдается практически одинаковое увеличение расстояния между любыми двумя точками на всей рабочей длине образца (равномерное удлинение), причем для исследуемой области деформации выполняется

условие  $\psi \cong \varepsilon$  ( $\psi = \ln \frac{d_{i-1}}{d_i}$ ) – сужение, где  $d_i$  –



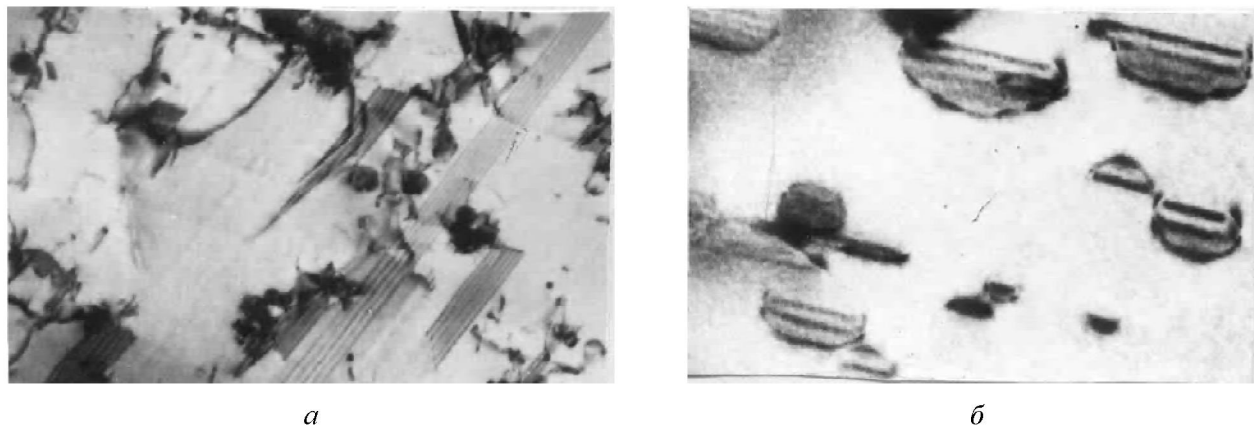


Рис. 7. Дефекты упаковки в деформированной (а) и облученной альфа-частицами (б) аустенитных нержавеющих сталях: а – 12Х10Н10Т; б – Х16Н15М3В

диаметр одного и того же места на образце в различное время деформации. Согласно [20] с ростом  $\epsilon$  плотность однородно распределенных по всему телу зерна дислокаций увеличивается до тех пор, пока средние силы междислокационного взаимодействия не приблизятся к величине сил, действующих на них со стороны внешних напряжений. После этого в кристалле наблюдается существенная перестройка структуры: тело зерна вначале дробится на слаборазориентированные ячейки, а затем на фрагменты. Согласно современным представлениям это означает, что однородно деформируемый материал при определенной скорости нагружения оказывается неспособным более на данной стадии рассеивать подводимую к нему механическую энергию за счет только пластических сдвигов. Еще более существенно этот эффект начала разнородности деформации начинает проявляться при несколько больших степенях деформации.

**Стадия II'. Микроуровень.** По достижении степени деформации 15–20% плотность дислокаций составляет  $\sim 3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Неоднородности в распределении дислокаций (скопления, сгустки) принимают правильные очертания – появляются дислокационные ячейки. Они формируются к  $\sim 20\%$  холодной деформации в метастабильных сталях, характеризующихся небольшой величиной ЭДУ, и несколько раньше – в сравнительно более стабильных сталях, в которых дислокации расщепляются в меньшей степени. По данным [19], средний размер дислокационной ячейки составляет  $3 \cdot 10^{-5} \text{ м}$ , что сопоставимо с результатами наших экспериментов, проведенных на стали 12Х18Н10Т [20], согласно которым эта величина

изменяется от  $10^{-5}$  до  $10^{-6} \text{ м}$  в зависимости от исходного состояния материала. Границы ячеек представляют собой сконцентрированные беспорядочные нагромождения дислокаций, плотность которых значительно выше таковой внутри ячеек. Ширина этих субграниц колеблется в широких пределах и в отдельных случаях соизмерима с размером ячеек. Тройные узлы пересечения стенок ячеек являются наиболее вероятным местом образования и скопления расщепленных дислокаций. Именно здесь при электронно-микроскопическом исследовании особенно отчетливо выявляются дефекты упаковки, количество которых непрерывно возрастает в соответствии с ростом плотности расщепленных дислокаций.

**Макроуровень.** Движение дислокаций по атомным плоскостям, выгодно ориентированным по отношению к внешним напряжениям, приводит к образованию в отдельных зернах деформационной полосы, которая к данному моменту испытания успевает несколько раз пробежать по образцу, в результате чего он упрочняется. Фронт полосы с каждым таким пробегом сужается и постепенно полоса теряет свою способность перемещаться, а поскольку физическое упрочнение перестает поспевать за геометрическим разупрочнением, то при последующем растяжении в образце появляется шейка. Таким образом на этом этапе деформация образца становится макронеоднородной.

**Стадия III. Микроуровень.** Общее число дислокаций к этому моменту деформации еще больше возросло, возникают новые стенки ячеек и в целом обнаруживается тенденция к уменьшению размеров ячеек.

*Мезоуровень.* В тройных узлах стенок ячеек, т.е. в местах с повышенной концентрацией частичных дислокаций и дефектов упаковки, возрастает вероятность образования мартенситной  $\epsilon$ -фазы (ГПУ). Особенно заметен этот процесс в нержавеющей стали с небольшим (7–9%) содержанием никеля или с повышенным содержанием марганца, характеризующихся низкой ЭДУ. В местах пересечения пластин  $\epsilon$ -фазы возможно зарождение мартенситной  $\alpha'$ -фазы (ОЦК). Отмечают [21], что ферромагнитный  $\alpha'$ -мартенсит обнаруживают в структуре метастабильных аустенитных сталей после статической холодной деформации растяжения на 25% и более. Установлено, что склонность сталей к образованию в них индуцированного деформацией  $\alpha'$ -мартенсита определяется величиной ЭДУ, уменьшаясь с ее ростом. При этом механизм превращения аустенитной матрицы с ГЦК решеткой в мартенситную структуру (ОЦК решетка) предполагает или непосредственный переход  $\gamma \rightarrow \alpha'$  или через промежуточную фазу  $\epsilon$ -мартенсита, что также связано с абсолютным значением ЭДУ. В свою очередь, величина ЭДУ зависит от многих факторов и, в первую очередь, от содержания легирующих элементов (Ni, C), термообработки, среднего размера зерна и т.п. [22].

Структурно-фазовые превращения, протекающие при деформации в нержавеющей стали, облученных нейтронами и заряженными частицами, характеризуются некоторыми особенностями. Так, проведенные авторами работы [25] электронно-микроскопические исследования стали X18N10T, облученной при 390°C флюенсом нейтронов  $4,3 \cdot 10^{22}$  н/см<sup>2</sup> ( $E > 0,1$  МэВ), показали, что на начальной стадии ее растяжения ( $\epsilon = 3\text{--}4\%$ , т.е. еще до образования деформационных полос) в структуре стали появляются расщепленные дислокации с дефектами упаковки, расположенными в плоскостях  $\{111\}$ . При этом обнаружено, что предварительное облучение ускоряет формирование упорядоченной дислокационной структуры. Наблюдалось также, что в результате облучения ячейки очищаются от дислокаций, плотность дислокаций в стенках возрастает, а разориентация ячеек увеличивается. Следовательно, такие дислокационные стенки начинают играть эффективную роль стопоров для движущихся дислокаций, аналогично той роли, которую в условиях пластического деформиро-

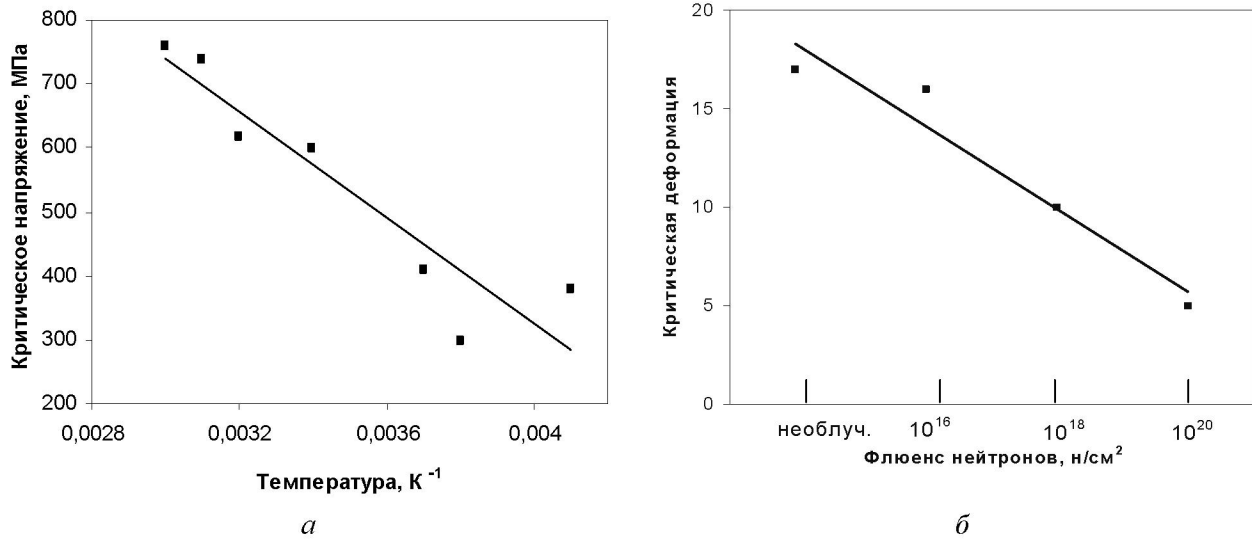
вания играют границы зерен и скопления частиц второй фазы.

Что касается бездиффузионного фазового превращения, то, как показано в [24], одной из его особенностей для облученных нейтронами, а затем пластически деформированных аустенитных нержавеющей сталей является то, что мартенситный  $\gamma \rightarrow \alpha'$  (или  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ ) переход начинается при меньших деформациях и протекает более интенсивно на ранних стадиях накопления  $\alpha'$ -фазы по сравнению с необлученной сталью. Очевидно, что большую роль при этом могут играть радиационные дефекты кристаллической решетки или продукты деления, образовавшиеся соответственно в результате упругих или неупругих взаимодействий высокоэнергетических частиц с атомами решетки.

Другая немаловажная особенность индуцированного деформацией мартенситного перехода в облученной нейтронами метастабильной нержавеющей стали – экспериментально наблюдается увеличение флюенса нейтронов вплоть до максимального значения  $2 \cdot 10^{20}$  н/см<sup>2</sup> аналогично уменьшению температуры испытания и в обоих (радиационном и термическом) случаях вызывает снижение критических деформаций и напряжений, связанных с образованием  $\alpha'$ -мартенсита (рис. 8) [25]. Эти новые сведения позволяют не только углубить наши представления о природе бездиффузионных превращений в облученных сталях, но и предложить новые способы заданного изменения структуры и механических свойств аустенитных нержавеющей сталей путем комбинированного термического и радиационного воздействия.

*Макроуровень.* Во-первых, отметим, что магнитными измерениями подтверждается наличие в деформированной нержавеющей стали ферромагнитной  $\alpha'$ -фазы. Во-вторых, на рассматриваемой стадии в образце намечается образование устойчивой шейки, которая в случае материала, стабильного по отношению к фазово-структурным превращениям, интенсивно развивается и в конечном счете это приводит к разрушению образца в данном месте. Однако в случае метастабильной стали, именно в области развивающейся шейки, в основном создаются условия для интенсивного зарождения и накопления  $\alpha'$ -фазы. Поскольку образующаяся мартенситная фаза несколько более твердая, чем аустенитная

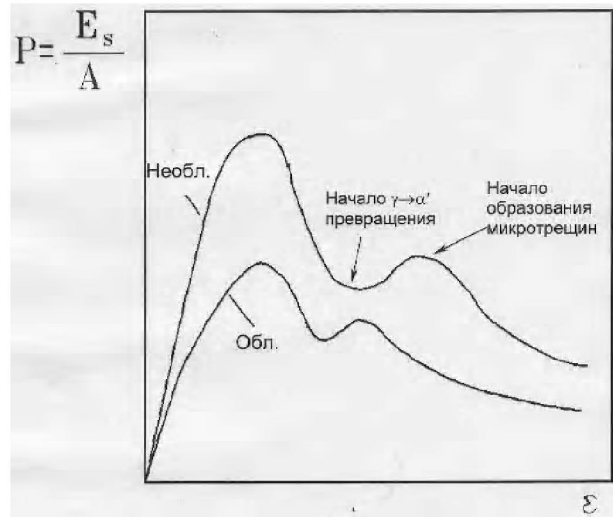




**Рис. 8.** Влияние нейтронного облучения на  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращение при деформации стали 12X18H10T:  
 а – температурная зависимость критического истинного напряжения образования  $\alpha'$ -фазы в деформируемой стали;  
 б – дозовая зависимость критической деформации образования  $\alpha'$ -фазы в стали 12X18H10T

матрица, то данное место на образце упрочняется и со временем перестает деформироваться, а шейка перемещается в другой, сравнительно более слабый, участок и т.д. В результате накопления таких бегущих шеек образец существенным образом утоняется и удлиняется. Таким образом, увеличивается время "живучести" образца до разрушения.

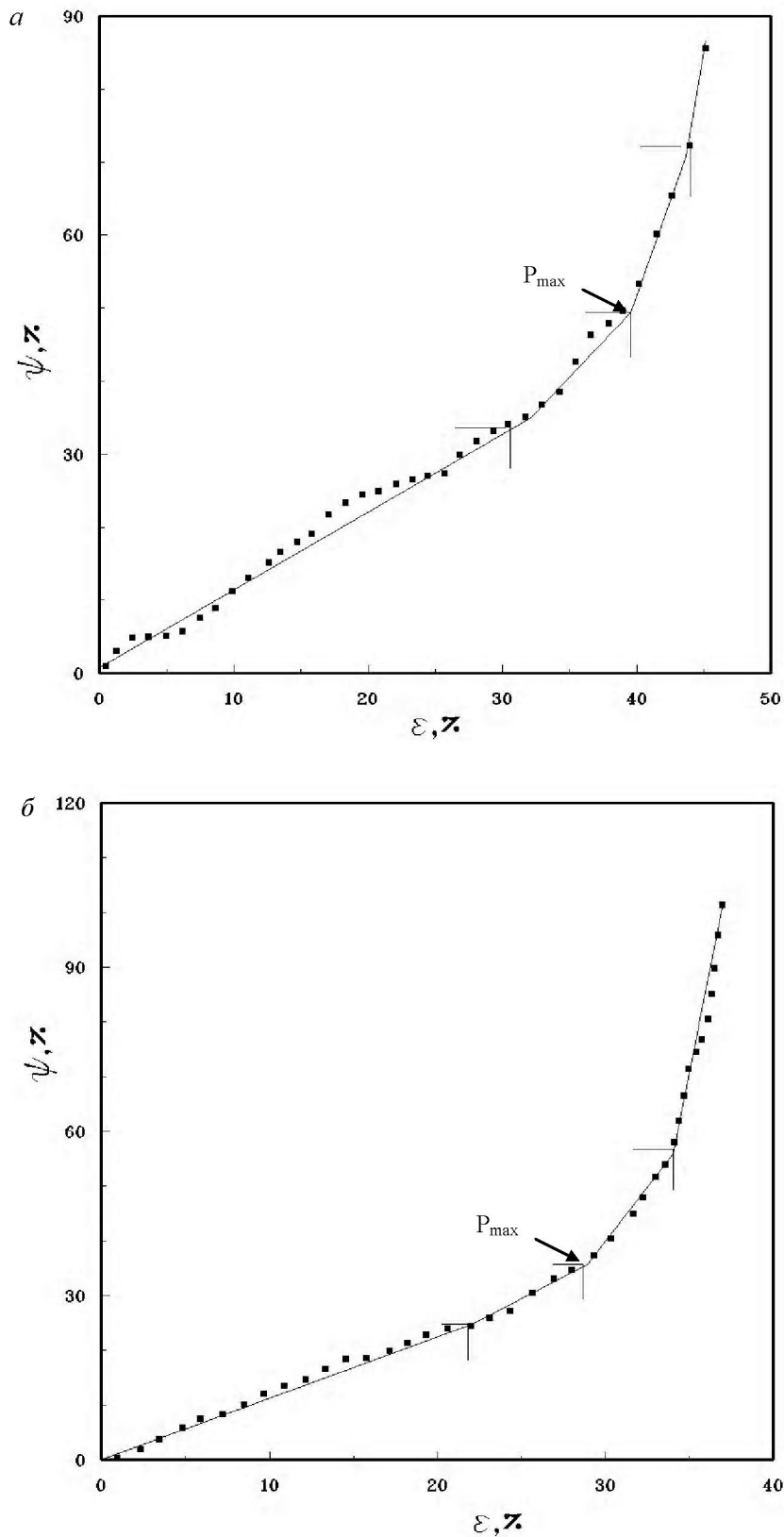
В-третьих, как установлено, в результате калориметрических измерений с образованием мартенситной  $\alpha'$ -фазы способность стали аккумулировать подводимую извне энергию увеличивается. Однако это состояние продолжается недолго, поскольку пластичность  $\alpha'$ -фазы не-высока и в образце появляются микротрещины, скорее всего, на границах мартенситных пластин и в местах их пересечений, т.е. у материала вновь возникает дополнительная возможность рассеивать подводимую энергию, но теперь уже за счет развития процессов микроразрушения. При этом, очевидно, аккумулирующая способность кристалла уменьшается и на кривой зависимости относительной запасенной энергии от степени деформации фиксируется промежуточный максимум (рис. 9). Добавим, что стадия III характеризуется максимальной величиной показателя деформационного упрочнения  $n_{\max}$  и самой большой протяженностью. Ее окончание фиксируют по началу уменьшения значения  $n_{\max}$  на линеаризованной кривой течения, представленной в коор-



**Рис. 9.** Изменение относительной запасенной энергии с ростом степени деформации стального образца

динатах " $\ln \sigma_{\text{усл}} - \ln \epsilon$ " (или началу увеличения  $n_{\max}$  в "истинных" координатах " $\ln \sigma_{\text{ист}} - \ln \epsilon$ "), что обусловлено снижением растягивающего усилия, связанного с образованием стабильной макрошейки. Полагают, что начиная с этого момента в деформируемом образце интенсивно развиваются процессы микроразрушения.

**Стадии IV–V. Локализация пластической деформации и разрушения.** В целом эти заключительные две стадии на микроуровне характеризуют собой начальный этап разрушения образца, что происходит, вероятнее всего, в результате



**Рис. 10.** Стадийность процесса локализации пластической деформации в аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н10Т: а – необлученной, б – облученной нейтронами ( $2 \cdot 10^{20}$  н/см<sup>2</sup>)

интенсивного образования и роста микротрещин. Об этом свидетельствует, в частности, экспериментально зафиксированное непрерывное увеличение количества тепла, выделяемого при деформации на этих стадиях в стали, меди и железе [26, 27].

На макроуровне отмечается геометрическое разупрочнение образца за счет формирования локализованной шейки, которая в зависимости от параметров состояния материала и условий деформации может иметь различный вид. Большую роль при этом играет кинетика мартенситного превращения, протекающего в зоне локализации.

Другим немаловажным обстоятельством, которое необходимо отметить, является обнаруженная нами стадийность процесса локализации пластической деформации в облученных материалах (рис. 10). Очевидно, что это явление необходимо дополнительно изучать с привлечением различных методов исследования [28].

При дальнейшем растяжении в области шейки происходят интенсивное зарождение и развитие микротрещин, которое заканчивается образованием магистральной трещины и разрушением материала.

Итак, тонкая структура аустенитной нержавеющей стали, характеризующаяся главным образом плотностью дислокаций и связанной с ними латентной энергией, с ростом степени деформации эволюционирует в следующем порядке: хаотическое распределение дислокаций сменяется образованием их скоплений, которые, в свою очередь, переходят сначала в неразориентированную, а затем в разориентированную сетчатую субструктуру. При этом наличие в сталях с низкой ЭДУ расщепленных дислокаций увеличивает вероятность бездиффузионных фазовых превращений с образованием мартенситной  $\alpha'$ -фазы в местах пересечений дефектов упаковки.

В общем случае движущей силой процесса перестройки дислокационных субструктур в ходе деформации является стремление к относительному минимуму полной энергии дислокационной подсистемы. Для конкретизации этого тезиса необходимы специальные эксперименты по определению таких энергетических параметров, как работа по деформированию образца и тепло, выделившееся в ходе растяжения. С этой целью в работе применялся разработанный метод деформационной микрокалориметрии, который в

совокупности с просвечивающей электронной микроскопией одних и тех же деформированных образцов позволяет исследовать корреляцию изменений плотности и морфологии дислокаций с изменением латентной энергии  $E_s$ , запасаемой в материале в процессе его деформации. Применение этой новой методики позволило изучить закономерности процессов накопления и рассеяния энергии при пластическом течении ряда необлученных и облученных материалов. Так, на основании анализа результатов по деформационной микрокалориметрии разработан новый способ оценки внутренних напряжений в металлических материалах (в том числе в облученных) [31]. Наряду с этим впервые для облученных деформируемых материалов с применением энергетического подхода выделены стадии пластического течения и построены диаграммы структурных состояний [6], позволяющие не только прогнозировать диссипативные характеристики, но и совершенствовать радиационные технологии модификации конструкционных материалов для ядерной энергетики.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Панин В.Е. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Новосибирск: Наука, 1990. 255 с.
2. Иванова В.С. Синергетика (Прочность и разрушение металлических материалов). М., 1992. 159 с.
3. Селищев П.А., Сузаков В.И. Самоорганизация дефектов в кристаллах под облучением // ВАНТ. Сер. физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. 1990. Вып. 2(53). С. 3-6.
4. Максимкин О.П. Автоматизированный комплекс установок и экспериментальные методики для исследования физико-механических свойств облученных материалов // Препринт ФТИ НАН РК 94-02. Алматы, 1994. 31 с.
5. Павлов И.М., Пановко В.М., Шелест А.Е. Об аппроксимации кривых упрочнения поликристаллов // Изв. АН СССР. Сер. металлы. 1980. №6. С. 98-103.
6. Максимкин О.П., Астафьев И.В., Сакбаев М.Ж. Построение диаграмм структурных состояний деформируемой облученной нержавеющей стали // Известия МН-АН РК. Сер. физ.-мат. 1997. № 6. С. 3-11.
7. Максимкин О.П., Ботвин К.В. Автоматизированное определение прочностных характеристик материалов // Заводская лаборатория. 1998. №8. С. 40-42.
8. Титченер Э.Л., Бевер М.Б. Скрытая энергия при наклепе // Успехи физики металлов. М.: Металлургиздат, 1961. Вып. 4. С. 290-395.
9. Ибрагимов Ш.Ш., Кирсанов В.В., Пятилетов Ю.С. Радиационное повреждение металлов и сплавов. М.: Энергоатомиздат, 1985. 240 с.
10. Максимкин О.П., Тиванова О.В., Гусев М.Н., Ткаченко Е.А., Цай К.В. Стадийность пластической деформации и

разрушения облученных нейтронами металлических материалов // *Материаловедение*. 2002. №3. С. 23-29.

11. *Трефилов В.И.* и др. Определение границ структурных состояний по кривым нагружения // *ДАН УкрССР*. Серия А. 1980. № 5. С. 83-86.

12. *Астафьев И.В., Максимкин О.П., Сакбаев М.Ж.* Изменение энергетических характеристик облученной нейтронами стали при одноосном растяжении // *Материалы 3-го международного семинара "Структурно-морфологические основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий"*. Обнинск, 1995. С. 133-134.

13. *Гусев М.Н.* Рассеяние и накопление энергии в процессе пластической деформации меди, железа и стали 12X18N10T, облученных высокоэнергетическими частицами: Автореф. дис. ... к. ф.-м. н. Алматы, 2002.

14. *Механические свойства редких металлов* / Под ред. Л. Д. Соколова. М.: *Металлургия*, 1972. 288 с.

15. *Добриков А.А., Зайцев В.И.* и др. Особенности структуры стали 12X18N10T, деформированной в условиях высокого давления // *Металлофизика*. 1985. Т. 7, № 3. С. 78-83.

16. *Milos J.K.* // *Mater Sci. and Eng.* 1989. V. 3. P. 161-165.

17. *Saada G.* // *Physica*. 1961. V. 27. P. 657.

18. *Рыбин В.В.* и др. // *ФММ*. 1984. Т. 58, № 4. С. 774.

19. *Бастун В.Н., Дмитриева В.А., Истомина Э.С.* и др. // *Изв. АН СССР. Металлы*. 1973. № 5. С. 188-194.

20. *Астафьев И.В., Максимкин О.П., Уткелбаев Б.Г.* Накопление энергии и изменение микроструктуры в процессе деформации стали 12X18N10T // *Металлофизика*. 1991. Т. 13, № 10. С. 36-40.

21. *Максимкин О.П.* Мартенситное превращение в процессе деформации нержавеющей стали, подвергнутой воздействию высокоэнергетическими частицами // *Доклады Всесоюзной конференции по мартенситным превращениям*. Киев, 1992. С. 138-141.

22. *Вишняков Я.Д.* Дефекты упаковки в кристаллической решетке. М.: *Металлургия*, 1970. 216 с.

23. *Щербак В.Н., Дмитриев Я.Д.* Структурные особенности деформации облученных нейтронами аустенитных сталей // *ФММ*. 1987. Т. 64, № 3. С. 286.

24. *Ибрагимов Ш.Ш., Максимкин О.П., Садвакасов Д.Х.* Мартенситное  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение и механические свойства стали 12X18N10T, облученной нейтронами // *ФММ*. 1990. № 7. С. 199-201.

25. *Maksimkin O.P., Tivanova O.V.* Correlation between radiation and temperature changes of  $\gamma \rightarrow \alpha'$  transformation

critical parameters for 12X18N10T steel // *Book of abstracts the Fourth International Conference "Modern problems of Nuclear physics"*. Tashkent, 25-29 September, 2001. P. 134.

26. *Васильева Г.А., Гусев М.Н., Максимкин О.П.* Особенности диссипации энергии на стадии локализации пластического течения и разрушения облученных сталей // *Сборник тезисов международной конференции "Самоорганизация природных, техногенных и социальных систем"*. Алматы, 1998.

27. *Максимкин О.П., Гусев М.Н.* Особенности изменения латентной энергии при локализации деформации в меди, армо-железе и нержавеющей стали // *Вестник КазНТУ*. 2001. №44. С. 121-124.

28. *Максимкин О.П., Тиванова О.В.* К изучению локализации пластического течения в облученной стали // *Заводская лаборатория*. 2002. №9. С. 50-53.

29. *Максимкин О.П., Яровчук А.В.* Способ определения склонности аустенитной стали к коррозионному растрескиванию // *Бюллетень изобретений РК*. 2003. №1.

### Резюме

Оптика-электрондық экстензометрияны, деформациялық калориметрияны, оптикалық және электрондық микроскопияны қолдана отырып, сәулелендірілген металдар мен қорытпалардың пластикалық деформациясының тетіктері мен макро-, мезо- және микроқұрылымы өзгеруінің заңдылықтарын және механикалық қасиеттерін көпжылдық зерттеудің нәтижелеріне талдау жүргізілген. Солардың негізінде бастапқы (сәулелен- дірілмеген) және сәулелендірілген күйдегі аустенитті тоттанбайтын болаттың пластикалық деформация процесінде кристалдық ақаулар мен құрылымдық-фазалық түрленулер эволюциясының моделі ұсынылған.

### Summary

There were analyzed results obtained for years of investigations of plastic deformation mechanisms as well as regularities revealed by optic-electronic extensometry, deformation calorimetry, magnetometry, optical and electron microscopy methods on changes in microstructure and physical-mechanical properties of irradiated metals and alloys. Based on these results we propose a model of evolution of crystal defects and structural phase transformations during plastic deformation of austenitic stainless steel before and after irradiation with high-energy particles.

*Институт ядерной физики  
НЯЦ РК, г. Алматы*

*Поступила 26.09.06г.*