

# СТАДИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ, ОБЛУЧЕННОЙ НЕЙТРОНАМИ СТАЛИ 12X18H10T

К.В. Цай

*Институт ядерной физики, НЯЦ РК, Алматы*

На основе анализа «истинных» деформационных зависимостей коэффициентов упрочнения  $\Theta_i(\varepsilon_i) = d\sigma_i/d\varepsilon_i$  и эволюции микроструктуры определены стадии пластической деформации для аустенитной стали 12X18H10T, необлученной и облученной нейтронами до флюенсов  $1.4 \times 10^{19}$ ,  $1.3 \times 10^{20}$  н/см<sup>2</sup>. Установлен характер развития дислокационных субструктур и механических двойников в облученной стали при разных локальных деформациях.

## Введение

К настоящему времени исследованию стадийности пластической деформации посвящен широкий круг работ [1-6]. В них можно выделить, по крайней мере, два подхода к определению природы стадий: микроскопический [1-3] и энергетический [4-6]. Первый подход основан на построении и анализе зависимости коэффициента деформационного упрочнения  $\Theta = d\sigma/d\varepsilon$  от степени деформации  $\varepsilon$  и прямом сопоставлении с данными параллельного исследования микроструктуры деформируемого материала с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Согласно, например, [2,7] напряжение течения  $\sigma$  определяется через линейную суперпозицию различных упрочняющих вкладов (твердорастворного упрочнения, дислокаций, двойников и пр.). Большинство вкладов связано с действием определенного механизма деформации, которому отвечает свой тип дефектной субструктуры. При этом условием обособления какой-либо стадии пластического течения является  $\Theta = \text{const}$ . Второй подход основан на анализе способности деформируемого материала запасать и рассеивать подводимую извне механическую энергию путем трансформации дефектной структуры. В качестве меры этой способности был выбран коэффициент  $dP = dE_s/dA$  (где  $dE_s$ ,  $dA$  – соответственно, изменения латентной энергии и работы на участке деформации  $d\varepsilon$ ). Результирующая кривая  $dP(\varepsilon)$  рассматривается как линейная суперпозиция «спектров» поглощения механической энергии в результате протекания структурных реакций преобразования дефектной подсистемы. Признаком отдельной стадии деформации здесь являлось условие  $dP = \text{const}$ . К ограничениям широко применяемого микроскопического подхода можно отнести то, что чаще определяются инженерные деформационные кривые  $\sigma(\delta)$  и, соответственно,  $\Theta(\delta)$ , тогда как использование величин истинных напряжений-деформаций  $\sigma_i(\varepsilon_i)$  все еще редко, несмотря на то, что оно дает более точную и детализованную картину изменения  $\Theta_i(\varepsilon_i)$ . Для энергетического подхода естественным ограничением является скрытый аддитивный характер величины  $dP(\varepsilon)$ , расшифровать природу которой можно только при условии сопоставления с типом доминирующей при данных  $\varepsilon$  дефектной микроструктуры. Наряду с чистыми металлами объектом изучения стадий деформации в рамках данного подхода служила аустенитная сталь 12X18H10T, необлученная и облученная нейтронами до флюенса  $5 \times 10^{18}$  н/см<sup>2</sup>, для которой с применением численных процедур аппроксимации суммарной кривой  $dP(\varepsilon)$  аддитивными спектральными вкладами было выявлено наличие пяти стадий пластической деформации (шестая стадия – макролокализации). При этом в качестве возможных механизмов изменения дефектной структуры рассматривалась смена типов дислокационных субструктур, что достаточно адекватно отражает особенности деформации микроструктуры в необлученной стали (за исключением области возможного мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращения (МП)), но не вполне корректно в случае облученной.

На фоне проведения многочисленных исследований особенностей деформационного изменения микроструктуры для необлученных материалов (моно и поликристаллов, чистых металлов и сплавов) деформационная микроструктура облученных высокоэнергетическими частицами (нейтронами, альфа-частицами) материалов, в частности аустенитных сталей, изучена относительно слабо. Например, до сего времени развитие пластического течения в облученной стали 12X18H10T рассматривалось, главным образом, на уровне результатов механических испытаний [8-10] и было относительно слабо представлено микроструктурными исследованиями [11]. Из недавних исследований можно отметить цикл работ Бьюна [12-14] для аустенитных хромоникелевых сталей AISI 316, 316LN, облученных нейтронами или альфа-частицами и деформированных в широком диапазоне изменения локальных  $\epsilon \sim 0.05-0.5$ . Механические испытания выполнялись по схемам одноосного растяжения и изгиба (disk-bend method). Результатом проведенных исследований стало составление карт типов деформационных микроструктур в координатах «истинные напряжения - истинные деформации» и «истинные напряжения - доза облучения». Было показано, что пластическая деформация в облученных сталях характеризуется образованием плоских скоплений дислокаций, дефектов упаковки, бездефектных дислокационных каналов и микродвойников, а также выделений мартенситной  $\alpha'$ -фазы. Заметим, однако, что в этих работах наибольшее внимание уделялось малым пластическим деформациям (0.05-0.1), тогда как микроструктура при более высоких деформациях практически не рассматривалась.

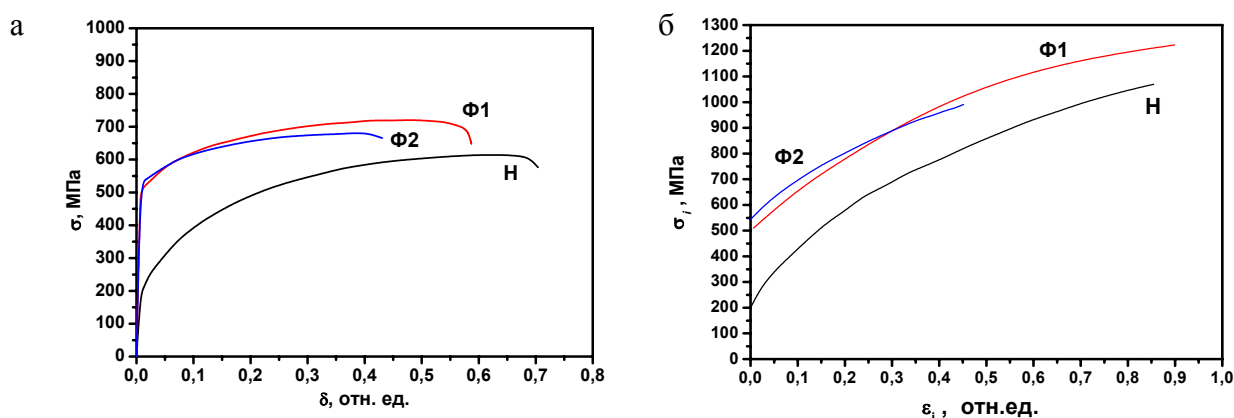


Рис.1. Инженерные диаграммы растяжения « $\sigma$ - $\delta$ » (а) и соответствующие диаграммы в локальных «истинных» координатах « $\sigma_i$ - $\epsilon_i$ » (б), полученные в [15] для образцов стали 12X18H10T, необлученной (Н) и облученной нейтронами до флюенсов  $1.4 \times 10^{19}$  (Ф1) и  $1.3 \times 10^{20} \text{ н/см}^2$  (Ф2)

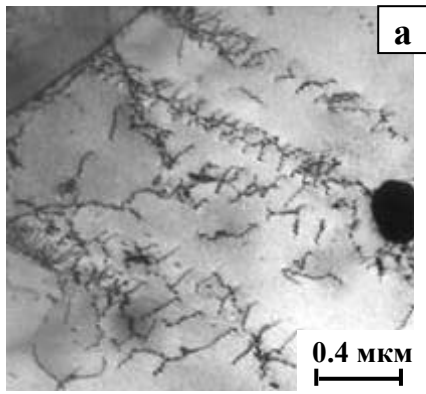
В работе [15] впервые был дан подробный микроскопический анализ типов деформационных субструктур в плоских ( $3.5 \times 10 \times 0.3 \text{ мм}$ ) образцах аустенитной стали 12X18H10T, облученных при  $80^\circ\text{C}$  в исследовательском реакторе ВВР-К до флюенсов  $1.4 \times 10^{19}$ ,  $1.3 \times 10^{20} \text{ н/см}^2$  и деформированных до разных локальных  $\epsilon$  по схеме статического одноосного растяжения при комнатной температуре. При этом использование методики маркерной экстензометрии дало возможность наряду с инженерными кривыми растяжения (см. рис.1а) получить «истинные» деформационные кривые  $\sigma_i(\epsilon_i)$  (рис.1б), а также проводить выборку ПЭМ-объектов на участках с известными рассчитанными величинами локальных деформаций. При этом диапазон структурных исследований охватывал области равномерной деформации и локализованного течения. Наблюдались следующие типы микроструктур: планарная дислокационная структура (ДС); сетчатая и сетчато-ячеистая ДС; двойники деформации по одной или нескольким системам; стесненные, т.н. «аккомодационные» двойники; выделения мартенситной  $\alpha'$ -фазы. К особенностям микроструктуры стали с более высоким флюенсом облучения ( $1.3 \times 10^{20} \text{ н/см}^2$ ) можно отнести

образование бездефектных дислокационных каналов, как правило, предваряющих появление двойников. Продолжая данную тему, в настоящей работе детально рассмотрим количественные характеристики скольжения и двойникового при различных  $\varepsilon$ , а также попытаемся обозначить границы стадий пластической деформации. Кроме того, проведем сравнение микроструктурных картин стадийности в облученных стальных образцах и необлученной стали. Далее, как и в работе [15] для определения исследуемых стальных образцов введены следующие обозначения: флюенс  $1.4 \times 10^{19}$  н/см<sup>2</sup> - Ф1,  $1.3 \times 10^{20}$  н/см<sup>2</sup> - Ф2 (предварительная аустенизация при 1050°C/30 минут) и для необлученной стали (аустенизация при 1050°C/1 час) –Н.

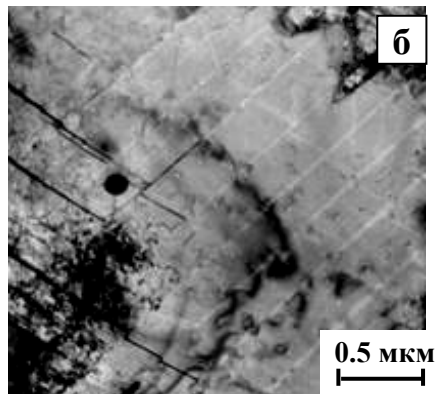
### **Соотношение скольжения и сдвига в деформируемой облученной стали 12X18H10T**

В зависимости от предварительного состояния и условий механических испытаний аустенитные стали в области равномерной деформации демонстрируют основные деформационные механизмы, такие как скольжение (связанное с движением дислокаций, формированием и эволюцией дислокационных субструктур), сдвиг (связанный с двойникованием и образованием бездефектных каналов) и пространственную разориентацию субструктурных элементов. На рис. 2(а-з) представлены основные типы деформационных субструктур, формирующихся в стали 12X18H10T, облученной нейтронами до различных флюенсов. На рис.2(и-м) приведены примеры основных субструктур в необлученной деформированной стали. Кривые зависимостей плотности дислокаций  $\rho_d$  и двойников  $\rho_{дв}$  от  $\varepsilon$ , а также изменение объемных долей скольжения /двойникового и доли двойникового по 1-й и 2-м системам приведены на рис.3. Здесь же представлены кривые скорости роста двойников  $d\rho_{дв}/d\varepsilon$  и объемного содержания мартенситной фазы  $d\rho_{MF}/d\varepsilon$ . Из рис.3(а,б) видно, что в облученной стали (Ф1, Ф2) наблюдался быстрый рост значений  $\rho_d$  с выходом на относительное насыщение, для которого характерно медленное изменение  $\rho_d$ , при  $\varepsilon > 0.3$ . При этом с ростом флюенса облучения величина  $\rho_d$  насыщения уменьшается. Для необлученной стали-Н, напротив, сначала наблюдается медленный рост  $\rho_d$  и выход на относительное насыщение только при предельных деформациях. При этом величина  $\rho_d$  насыщения для стали-Н в 1.5-2 раза больше, чем в случае облученной стали. ДС в стали-Н развивается в несколько этапов от образования клубковых скоплений дислокаций до однородной сетчатой, сетчато-ячеистой и ячеистой (см. рис.2). Для облученной стали развитие ДС останавливается на стадии однородной сетчатой и сетчато-ячеистой (рис.2 а,в-г).

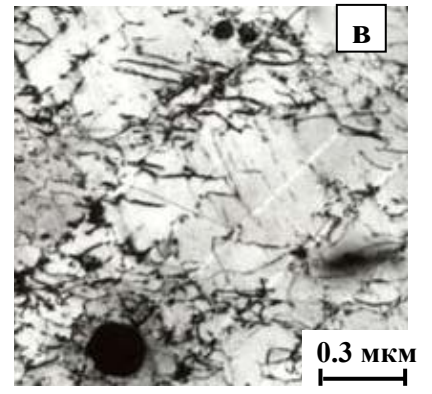
Как показано в [15], начало двойникового в стали-Ф2 сопряжено с предварительным образованием дислокационных каналов, практически свободных от дефектов. Плотность каналов, оцененная при  $\varepsilon \sim 0.07-0.15$ , изменяется в интервале значений  $\sim 4 \div 7 \times 10^4$  см<sup>-1</sup>, что близко к оценке средней плотности двойников  $\rho_{дв}$  при данных деформациях. Последнее свидетельствует о том, что каналы являются местом развития первичного двойникового (см. рис.2б). При  $\varepsilon \sim 0.2$  практически все видимые каналы замещаются микродвойниками. Заметим, что если в микроструктуре образовались две пересекающиеся системы каналов, то на их месте, как правило, формируются два пакета двойников, т.е. инициируется двойникование по 2-м системам. Первые двойники в микроструктуре образцов стали Ф1, Ф2 появляются при малых  $\varepsilon \sim 0.05-0.1$ ; при  $\varepsilon < 0.15$  плотности  $\rho_{дв}$  близки по величине.



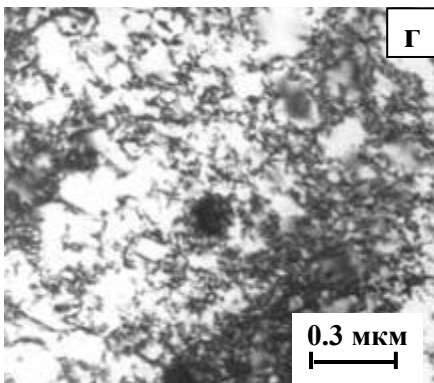
Формирование планарных ДС



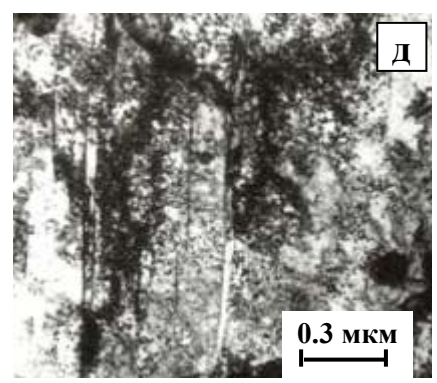
Бездефектные каналы, двойники



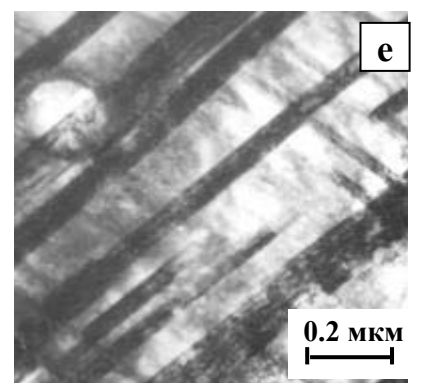
Однородная сетчатая ДС



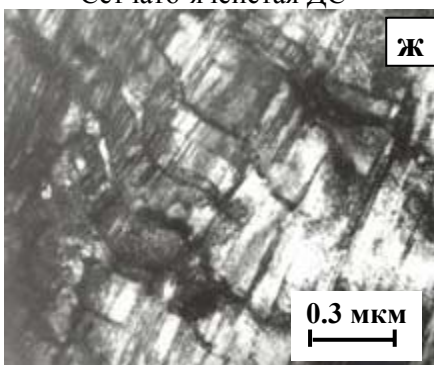
Сетчато-ячеистая ДС



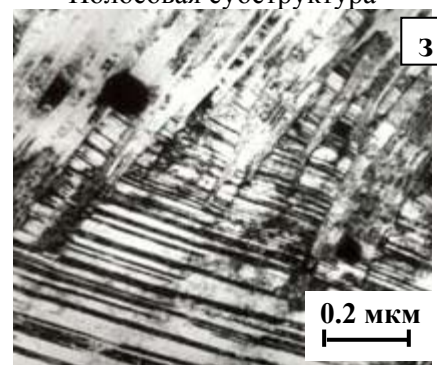
Полосовая субструктура



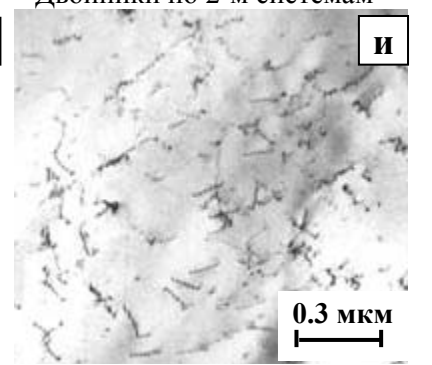
Двойники по 2-м системам



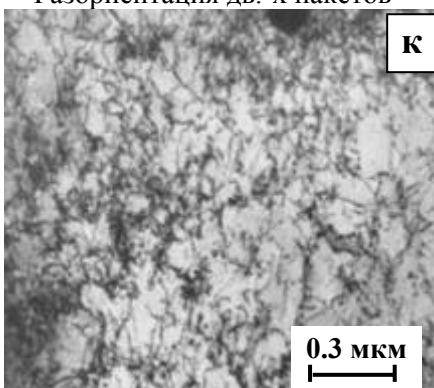
Разориентация дв.-х пакетов



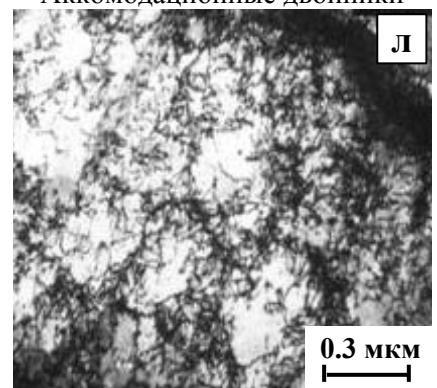
Аккомодационные двойники



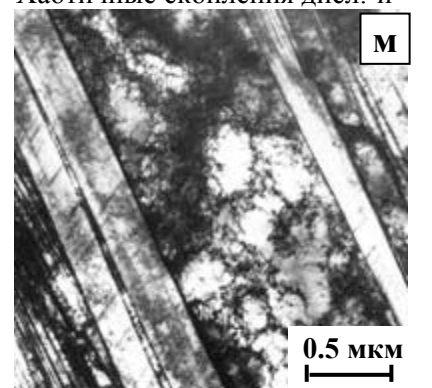
Хаотичные скопления дисл.-й



Сетчато-ячеистая ДС



Ячеистая ДС



Полосовая микроструктура

Рис.2. Основные типы деформационной микроструктуры в облученной (а-ж) и необлученной (и-м) стали 12Х18Н10Т

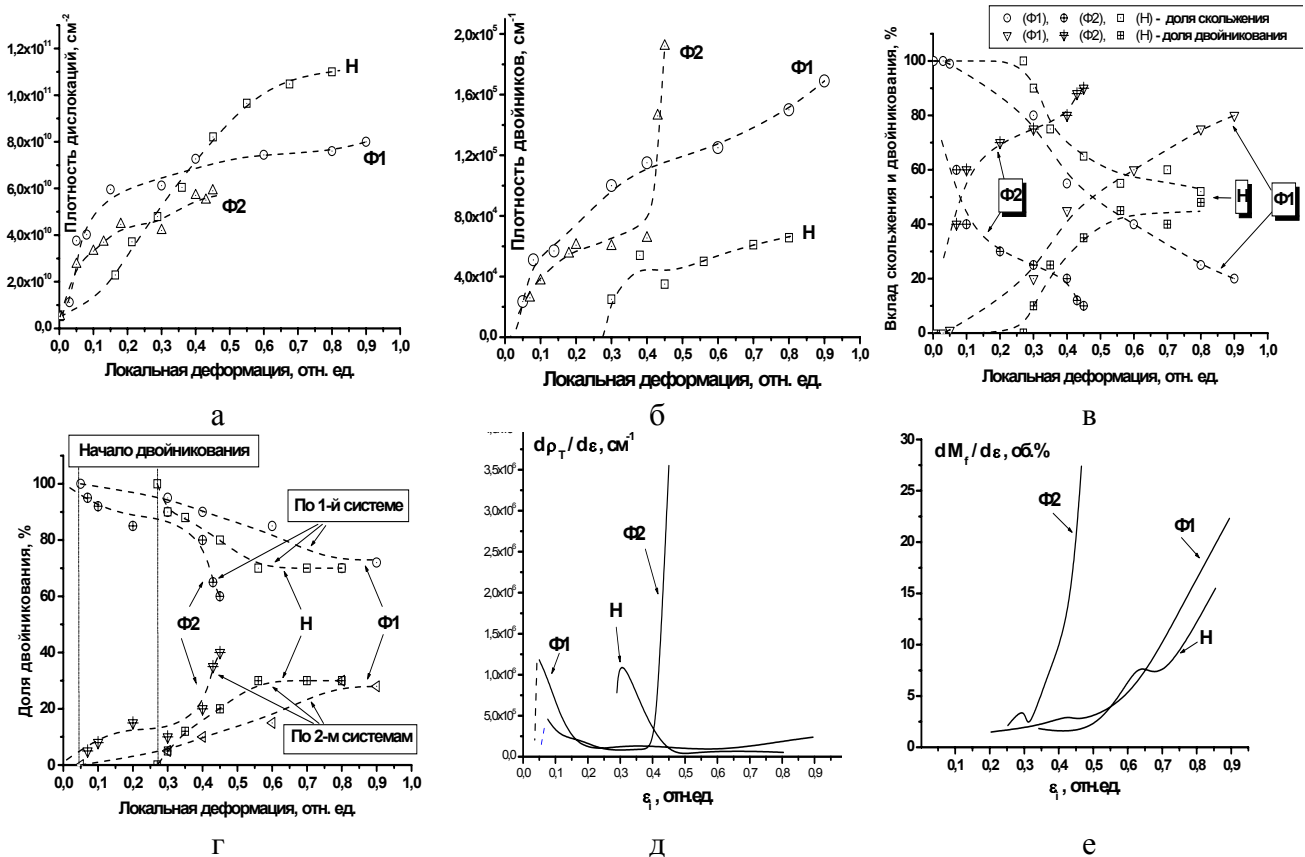


Рис.3. Основные деформационные кривые: изменения плотности дислокаций (а) и двойников (б), объемной доли структур скольжения и сдвига (в), а также доли двойникования по 1-й/2-м системам (г); зависимости  $d\rho_{ДВ}/d\varepsilon$  (д) и  $d\rho_{MF}/d\varepsilon$  (е)

Однако, после достижения  $\rho_{ДВ} \sim 5-6 \times 10^4 \text{ см}^{-1}$  процессы двойникования идут по-разному для стали с разными флюенсами облучения. В интервале  $\varepsilon = 0.2-0.35$  для стали Φ2 наблюдается временное насыщение по  $\rho_{ДВ}$ , при  $\varepsilon \geq 0.4$  имеет место резкий рост  $\rho_{ДВ}$ . Для стали Φ1 первичный интенсивный рост  $\rho_{ДВ}$  продолжается до  $\varepsilon \leq 0.3$ , в интервале  $\varepsilon = 0.3-0.7$  имеет место медленное изменение  $\rho_{ДВ}$ , при  $\varepsilon = 0.8-0.9$  – снова наблюдается некоторое оживление роста  $\rho_{ДВ}$ . Заметим, что в обоих случаях для области интенсивного двойникования при предельных  $\varepsilon$  для 80-90% зерен или субзеренных областей характерно полное передвойникование, тогда как доля зерен, охваченных скольжением, незначительна (10-20%). При этом двойникование развивается преимущественно по одной (первичной) системе, а доля двойникования по 2-м системам даже для больших  $\varepsilon$  не превышает 30-40%. Количественное превалирование доли зерен, охваченных двойникованием, над зернами, деформируемых скольжением, для образцов Φ2 начинается при  $\varepsilon > 0.1-0.2$ , а для образцов Φ1 при  $\varepsilon > 0.4-0.5$ , что примерно совпадает с диапазонами временного насыщения по плотности двойников  $\rho_{ДВ}$ . Вышесказанное позволяет предположить, что насыщение по  $\rho_{ДВ}$  связано, главным образом, с экстенсивным вовлечением в деформацию двойникования - сдвига новых зерен. Для деформационной микроструктуры на этом этапе характерен т.н. полосовой тип субструктуры, который представляет собой структуры скольжения, располагающиеся в пространстве между двойниковыми пластинами (см.рис.2д). В сегментах матрицы между двойниками присутствует дислокации, организующиеся в виде однородной сетчатой субструктуры (реже сетчато-ячеистой, больше ограничивающей скольжение).



Сетчатая ДС в двойнике (имеется в виду сегмент «двойниковая пластина – матрица – двойниковая пластина») в отличие от ячеистой ДС (рис.2м), относительно слабо сопротивляется последующему скольжению. Известно, что деформационные двойники могут влиять на напряжение течения посредством изменения ориентационного фактора. В частности, в [2] для поликристаллической аустенитной стали для средних ориентаций матрицы и двойника было показано, что двойникование приводит к возрастанию фактора Шмида для скольжения и уменьшению в 1.5 раза коэффициента упрочнения  $\Theta$ . Кроме того, по границе двойника наблюдается знакопеременное скольжение. Таким образом, одной из характеристик полосовой субструктуры является возможное (при благоприятной ориентации двойника) ускорение скольжения в двойнике. При этом длина областей скольжения сопоставима с размерами зерен или субзерен, а ширина ограничена расстоянием между ближайшими двойниковыми пластинами. Скольжение дислокаций, в свою очередь, приводит к сдвигу сегментов матрицы параллельно плоскости двойникования, на различные расстояния для двойника и матрицы по обе стороны от него, в результате чего на границе зерен (субзерен) появляются своеобразные «ступеньки». В результате формируется микроструктура с поворотными модами деформации дискретного или непрерывного характера: например, наблюдаемое искривление микродвойников в областях пересечения разных двойниковых пакетов (см. рис.2ж).

При более высоких  $\varepsilon$  в облученных стальных образцах достигаются условия стесненного, т.н. «аккомодационного» двойникования высокой плотности (рис.2з), при котором средняя толщина двойниковых пластин практически сравнивается со средним расстоянием между соседними пластинами. Наблюдение показывает, что толщина пластин двойников в образцах Ф1, Ф2 испытывает насыщение при 25нм. В зонах одновременного двойникования по двум системам из-за высокой плотности двойников прослойки матрицы между двойниками разных систем «истончаются», сами зоны обособляются, превращаясь в небольшие по размеру субзеренные области с единственной системой двойникования. Согласно [15] стыки между такими областями могут заполняться выделениями  $\varepsilon$ - и  $\alpha'$ -мартенсита деформации.

Как следует из графиков на рис.3, в случае необлученной стали 12Х18Н10Т развитие процессов пластической деформации по механизму двойникования существенно отличается от облученных образцов. В частности, начало двойникования приходится на более высокие деформации  $\varepsilon \sim 0.25-0.3$ , толщина двойниковых пластин составляет 70-90нм, что в 3 раза больше средней толщины двойниковых пластин в облученной стали. Кроме того, даже при предельных деформациях  $\varepsilon \sim 0.8$  объем материала, охваченного скольжением, превышает долю двойникованного материала. В наблюдаемой типичной полосовой субструктуре фрагмент матрицы заполнен ячеистой ДС, что является сильным упрочняющим фактором, препятствующим развитию скольжения, несмотря даже на более высокие факторы Шмида. Поэтому микроструктуры, подобной Рис.2ж для стали Ф1, в деформированных образцах необлученной стали не наблюдается.

Таким образом, двойникование в облученной нейтронами стали 12Х18Н10Т независимо от флюенса облучения происходит в три этапа: первый – этап связан с быстрым накоплением первичной плотности двойников ( $\sim 5-6 \times 10^4 \text{ см}^{-1}$ ) в отдельных зернах, второй этап относительного насыщения связан с вовлечением в пластическую деформацию двойникованием (сдвигом) новых зерен, третий этап – преимущественно аккомодационного двойникования (до плотности  $\sim 2 \times 10^5 \text{ см}^{-1}$ ) за которым, как правило, следует разрушение. В случае необлученной стали имеем только два этапа двойникования: этап быстрого накопления и медленного изменения плотности двойников до величины  $\sim 5-6 \times 10^4 \text{ см}^{-1}$  на этапе относительного насыщения.

## Стадии пластической деформации в облученной стали 12X18H10T

Как указывалось в работах [1-3] наиболее общим критерием смены стадий пластической деформации являются субструктурные превращения, характеризующиеся сменой одного типа субструктуры другим и реализация связанных с ними различных механизмов деформации. Данный критерий охватывает многие микроструктурные аспекты стадийности. В случае однофазных материалов и деформаций, связанных с полными дислокациями, это изменение характера скольжения (от плоского к пространственному) и размеров зоны сдвига, изменение числа систем скольжения, перестройка дислокационной структуры, появление поворотных мод и следующее за ним развитие субструктурных разориентировок. В случае концентрированных твердых растворов с низкой энергией дефекта упаковки, в которых имеет место расщепление полных дислокаций на частичные и может быть затруднено поперечное скольжение винтовых дислокаций, необходимо, в первую очередь, учитывать такие аспекты стадийности как двойникование и образование мартенсита деформации [7, 16].

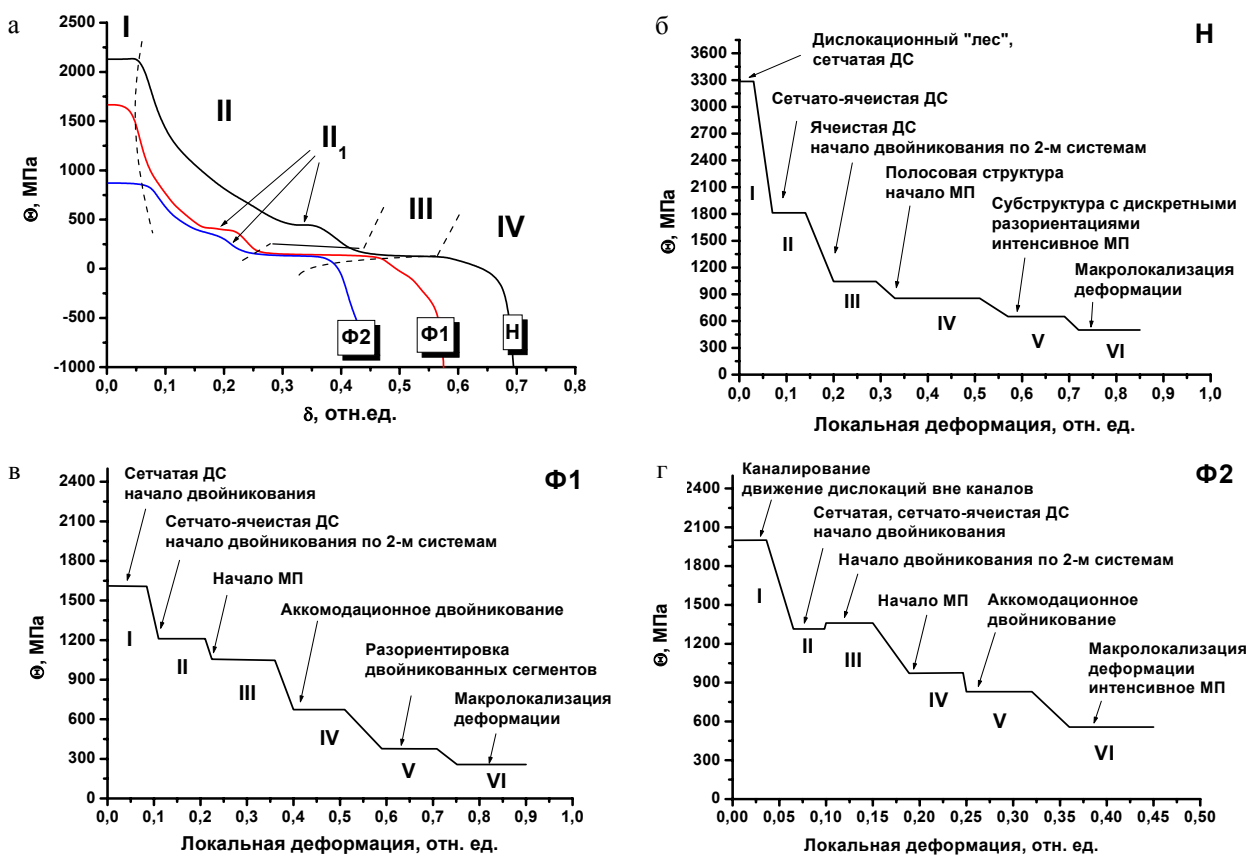


Рис.4 Стадии пластической деформации аустенитной стали 12X18H10T, необлученной (Н) и облученной нейтронами до флюенсов  $1.4 \times 10^{19}$  (Ф1) и  $1.3 \times 10^{20}$  н/см<sup>2</sup> (Ф2), полученные из инженерных диаграмм растяжения (а) и соответствующих истинных диаграмм (б-г)

На основе проведенного выше анализа, обработки инженерных диаграмм растяжения на рис.1(а) и соответствующих им «истинных» диаграмм на рис.1(б) были построены графики зависимости коэффициента деформационного упрочнения  $\Theta$  от деформации. Инженерные зависимости « $\Theta$ - $\delta$ » (рис.4а) для всех стальных образцов независимо от облучения имеют вид, характерный для большинства поликристаллов с ГЦК-структурой [3]. Можно выделить четыре области, связанных со следующими стадиями деформации: I – линейного упрочнения с высоким значением  $\Theta = d\sigma/d\delta$ , II- параболического упрочнения, III – линейного

упрочнения с низким значением  $\Theta$ , IV – стадия, на которой деформирующее напряжения выходит на насыщение и наступает разупрочнение. Следует отметить наличие особенности на всех кривых  $\Theta(\delta)$  в виде ступеньки, располагающейся в диапазоне значений деформаций, отвечающих началу выделения в аустенитной стали  $\alpha'$ -мартенсита деформации. Причем для облученных образцов Ф1, Ф2 области позиционирования ступеньки по оси абсцисс практически совпадают, тогда как ступенька на кривой необлученной стали, смещена в сторону более высоких деформаций. Область II<sub>1</sub> начала мартенситного превращения (МП) в сплавах обычно рассматривают как дополнительную стадию, которая отсутствовала бы в случае чистых металлов.

Представление кривых растяжения в «истинных» локальных координатах позволяет получить более детальную картину изменения деформационного упрочнения и связать стадии с определенным типом микроструктуры. Смена субструктур и механизма деформации влечет за собой смену стадий, что хорошо продемонстрировано на примере эволюции ДС, появлении двойников и мартенситной  $\alpha'$ -фазы в области равномерной деформации. По достижению определенного уровня деформационного упрочнения, как правило, в микроструктуре одновременно действуют несколько механизмов деформации и может меняться только их объемный вклад в общую картину пластического течения. Согласно проведенной классификации для необлученной стали характерна шести-стадийная деформация: I- формирование клубковых скоплений и однородной сетчатой ДС, II- формирование сетчато-ячеистой и неразориентированной ячеистой ДС, III- начало двойникования по 1-й, 2-м системам, IV- формирование полосовой структуры и начало МП, V – формирование субструктуры с непрерывными и дискретными разориентировками, VI- макролокализация деформации (развитие шейки). На последней стадии действуют все механизмы деформации с некоторым преобладанием скольжения, и имеет место интенсивное МП. Это хорошо согласуется с типичной пяти-шести стадийной зависимостью  $\sigma = f(\varepsilon)$  для поликристаллов многокомпонентных твердых растворов [3, 6].

В случае стали, облученной нейтронами (Ф1, Ф2) также наблюдается шести-стадийная деформация (последняя стадия макролокализации и разупрочнения). При этом особенности, присущие каждой стадии существенно отличаются от случая необлученной стали. Так для стальных образцов, облученных флюенсом  $1.4 \times 10^{19} \text{ н/см}^2$  (Ф1) стадии характеризуются следующими особенностями эволюции микроструктуры: I – формирование сетчатой ДС, начало двойникования; II– формирование сетчато-ячеистой ДС, двойникование по 2-м системам; III – начало МП; IV – аккомодационное двойникование; V – формирование субструктуры с разориентировкой двойникованных сегментов, VI– макролокализация деформации. Для образцов с более высоким флюенсом  $1.3 \times 10^{20} \text{ н/см}^2$  (Ф2) имеем, соответственно: I– бездефектные каналы в первичной системе скольжения, движение дислокаций вне каналов по вторичным системам скольжения; II – формирование сетчатой и сетчато-ячеистой ДС; III - начало двойникования по 1-й и 2-м системам; IV - начало МП; V – аккомодационное двойникование; VI – макролокализация деформации. На последней стадии в облученных материалах действуют все механизмы деформации с подавляющим преобладанием двойникования над скольжением, и наблюдается интенсивное МП. Заметим, что развитие двойников на фоне неоднородной сетчато-ячеистой ДС в облученной стали создают полосовую субструктуру.

Отличительной особенностью деформации в стали-Ф2 от образцов Ф1 и Н является наличие дислокационных каналов при малых  $\varepsilon$ . Как показано на Рис.2б, формирование каналов, почти свободных от дефектов, предваряет образование пластин микродвойников. При этом плоскости двойникования и образования каналов одни и те же [12,15]. Это справедливо как для системы первичного сдвига  $\{111\}\langle 110 \rangle$ , так и в случае формирования каналов и двойников по 2-м системам. Первые двойники возникают внутри каналов;



одновременно в матрице между каналами из-за затруднения поперечного скольжения (вследствии тормозящего влияния радиационных дефектов) формируется планарная сетка дислокаций. Пересечения каналов с фрагментами сетки, в свою очередь, служат местами зарождения новых деформационных двойников. Поскольку данные процессы идут одновременно на достаточно коротком интервале изменения  $\varepsilon$ , разделить их не представляется возможным. Единственным исключением здесь является образование пересекающихся пакетов двойников в случае двойникового по 2-м системам, которое характеризуется некоторым увеличением  $\Theta$  для стали Ф2 и, в силу последнего, претендует на роль дополнительной стадии деформационного упрочнения.

Заметим, что если условия  $\{\Theta = const\}_i$  (где  $i=1, N$ ) по определению отвечают разным стадиям пластической деформации, то границы стадий точно не определены, на графиках  $\Theta(\varepsilon)$  они, по-видимому, располагаются в области переходов между линейными участками. При этом действующие механизмы деформации могут способствовать как увеличению, так и уменьшению  $\Theta$ . Например, на стадиях 1-2 в облученной стали формирование сетчато-ячеистой ДС и возникающие на пересечении пакетов двойников упругие напряжения приводят к упрочнению матрицы и увеличению  $\Theta$ , тогда как каналы и двойники первичной системы, с одной стороны, ограничивают пространство скольжения дислокаций, косвенно приводя к упрочнению, а, с другой стороны, служат релаксаторами напряжений, уменьшая  $\Theta$ . При более высоких  $\varepsilon$  роль сильных релаксаторов напряжений играют выделения  $\alpha'$ - и  $\varepsilon$ -фазы. Логично предположить, что участки падения  $\Theta$  на графиках (рис.4(б-г)), во многом обусловлены релаксацией напряжений, возникающих в момент начала действия нового механизма пластического течения или размножения путей реализации уже действующего механизма, тогда как линейные участки  $\Theta = const$  связаны с компенсационным характером упрочнения микроструктуры в изменившихся условиях новой стадии деформации.

Сопоставление картины стадийности в облученных материалах с диаграммами изменения плотности дислокаций и двойников дает количественное представление о скорости (кинетике) накопления структурных дефектов на разных стадиях деформации в облученной стали. Согласно рис.3 и рис.4 наибольшие скорости накопления  $\rho_d$  характерны для стадий I-II в облученной стали, когда формируется сетчато-ячеистая ДС, и стадии III в необлученной стали при формировании ячеистой ДС. Что касается скорости изменения  $\rho_{ДВ}$ , то она максимальна на начальном этапе двойникового: на стадии I для образцов Ф1; на стадии II для образцов Ф2 - локальный максимум; для стали -Н - в начале IV-й стадии, где начинается МП. При более высоких  $\varepsilon$  на стадиях IV-V в образцах -Ф1 и -Н скорости роста  $\rho_{ДВ}$  практически постоянны и малы по величине. В образцах-Ф2 при деформациях близких к предельным (стадия VI) наблюдается резкое увеличение  $d\rho_{ДВ}/d\varepsilon$  и  $dM_f/d\varepsilon$ . Последнее свидетельствует о связи процессов двойникового и мартенсито-образования в облученной стали. Как предполагалось в работе [15], система «двойники- $\alpha'$ -фаза» является самоорганизующейся, поскольку образование мартенситных выделений влечет за собой из-за различия в удельном объеме рост напряжений в окружающей аустенитной матрице, что, в свою очередь, приводит к дополнительному двойникованию. Получающиеся в результате упрочненные области сверхплотного двойникового и скопления мартенситных кристаллов, не способные к дальнейшей пластической деформации способствуют раннему разрушению образцов. Образование подобного рода конгломератов, как правило, присуще заключительной VI-й стадии локализации.

Применение условия Бэкофена-Косиндера  $\Theta = \sigma$  к инженерным кривым  $\sigma(\delta)$  и  $\Theta(\delta)$  дает заниженную оценку деформаций перехода от равномерного к макролокализованному течению: 0.12 (Ф1), 0.1(Ф2), 0.3(Н). Использование аналогичных кривых в локальных  $\sigma$ ,  $\varepsilon$  позволяет получить следующие пороговые деформации: 0.37 (Ф1), 0.26 (Ф2), 0.42(Н)), с

точки зрения микроструктуры лучше отвечающие условиям начала макролокализованной деформации. В случае облученных образцов при данных  $\varepsilon$  в материале начинается аккомодационное двойникование и активно выделяется мартенситная фаза, в случае необлученной стали характерно начало образования мартенситной фазы и формирование полосовой дислокационной субструктуры.

### **Заключение**

Для аустенитной нержавеющей стали 12X18H10T, облученной разными флюенсами нейтронов в реакторе ВВР-К, впервые были рассмотрены вопросы количественного соотношения действующих механизмов пластической деформации скольжения и сдвига (образования двойников, бездефектных каналов) в широком интервале «истинных» локальных деформаций.

Для облученной и необлученной стали получена шести-стадийная картина деформации (последняя стадия макролокализации). В рамках микроскопического подхода изучена природа стадий пластической деформации, каждой из которых поставлен в соответствие свой тип деформационной микроструктуры. Показано, что в результате облучения происходит сдвиг границ стадий в область меньших деформаций и может существенно измениться механизм деформации, характерный для каждой стадии. Так баланс между реализацией скольжения и двойникования в облученной стали меняется в пользу последнего, что обусловлено затруднением поперечного скольжения из-за торможения винтовых дислокаций на радиационных дефектах. В результате не происходит формированию обычной для необлученной стали ячеистой ДС, развитие скольжения ограничивается формированием планарной или сетчато-ячеистой ДС с медленно меняющейся плотностью дислокаций, тогда как двойникование становится доминирующим механизмом деформации.

Впервые для облученных нейтронами стальных образцов проведен анализ кинетических зависимостей плотности дислокаций, двойников и объемного содержания мартенситной  $\alpha'$ -фазы от  $\varepsilon$ . На примере стали, облученной флюенсом  $1.4 \times 10^{20}$  н/см<sup>2</sup> показано, что резкому увеличению содержания мартенсита деформации соответствует резкое возрастание плотности двойников, что свидетельствует в пользу сильной взаимной связи процессов двойникования и МП, а для сохраняющей высокую пластичность стали с флюенсом облучения  $1.3 \times 10^{19}$  н/см<sup>2</sup> характерны небольшая скорость двойникования и ее слабая зависимость от деформации.

### **Литература**

1. Конева Н.А., Козлов Э.В. Природа субструктурного упрочнения // Известия Вузов Физика. – 1982.- №8.-С. 3-13.
2. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Жуковский С.П., Козлов Э.В. Эволюция дислокационной структуры и стадии пластического течения поликристаллического железоникелевого сплава // ФММ.-1985.-т.60.-Вып.1.-С.171-179.
3. Конева Н.А., Козлов Э.В. Современная картина стадий пластической деформации // Известия Вузов Физика. – 2004.-№8. – С.100-109.
4. Астафьев И.В., Максимкин О.П., Гусев М.Н. Стадийность пластического течения стали 12X18H10T, облученной нейтронами // Сборник трудов международного рабочего совещания «Проблемы эволюции открытых систем», Алматы, 1999, 4-8 сентября.-Т.1.- С.96-106.
5. Астафьев И.В., Максимкин О.П., Уткелбаев Б.Д. Накопление энергии и изменение микроструктуры в процессе деформации стали 12X18H10T // Металлофизика .- 1991.-Т.13.- № 10.-С.36-40.

6. Гусев М.Н. Рассеяние и накопление энергии в процессе пластической деформации меди, железа и стали 12X18H10T, облученных высокоэнергетическими частицами: автореф. дис... канд. физ.-мат.наук: 01.04.07.-Алматы, 2002. – 24 с.

7. Hong S.I., Laird C. Mechanisms of slip mode modification in F.C.C. Solid Solutions // Acta Metall.Mater. 1990.V.38.N8. P1581-1594.

8. Ибрагимов Ш.Ш., Максимкин О.П., Садвакасов Д.Х. Мартенситное  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращение и механические свойства стали 12X18H10T, облученной нейтронами // ФММ.-1990.- Вып.7.- С.199-201.

9. Максимкин О.П., Гусев М.Н. Изменение напряжений течения и латентной энергии при деформации нержавеющей стали 12X18H10T, облученной нейтронами // Письма в ЖТФ.-2003.-Т.29, вып.3. – С. 1-7.

10. Неустроев В.С., Дворецкий В.Г., Островский З.Е. и др. Исследование микроструктуры и механических свойств стали 08X18H10T после облучения в активной зоне реактора ВВЭР-1000 // Вопросы атомной науки и техники. Сер.: Физика рад.повр. и рад.материаловед.- 2003.-Т.83, вып.3.-С. 15-23.

11. Щербак В.И., Дмитриев В.Д. Структурные особенности при деформации облученных нейтронами аустенитных сталей// ФММ.-1987.-т.64.-Вып.3.-С.591-595.

12. Buyn T.S., Lee E.H., Hunn J.D. Plastic deformation in 316LN stainless steel – characterization of deformation microstructures // J.Nucl.Mater. – 2003.-V.321.- P.29-39.

13. Buyn T.S., Hashimoto N., Farrell K. Deformation mode map of irradiated 316 stainless steel in true stress-dose space // J.Nucl.Mater. -2006.-V.351.-P.303-315.

14. Buyn T.S., Hashimoto N. Strain localization in irradiated materials // Nuclear Engineering and technology.- 2006.-V.38.-N7.-P.619.

15. Цай К.В., Максимкин О.П., Гусев М.Н. и др. Особенности формирования микроструктуры при пластической деформации в облученной нейтронами нержавеющей стали 12X18H10T // Вестник НЯЦ. -2009.- №4.

16. Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Лузгинова Н.В. Скольжение и двойникование в монокристаллах аустенитных сталей с азотом // ФММ. – 2002.-т.94.-№5.-С.92-104.

## **НЕЙТРОНДАРМЕН СӘУЛЕЛЕНГЕН 12X18H10T БОЛАТТЫҢ ПЛАСТИКАЛЫҚ ДЕФОРМАЦИЯСЫНЫҢ САТЫЛАРЫ**

**К.В. Цай**

Микроқұрылым эволюциясы мен беріктілік коэффициентінің  $\Theta_i(\varepsilon_i) = d\sigma_i/d\varepsilon_i$  «шын» деформациялық тәуелділік негізінде сәулеленбеген және  $1.4 \times 10^{19}$ ,  $1.3 \times 10^{20}$  н/см<sup>2</sup> флюенске дейінгі нейтрондармен сәулеленген аустениттік 12X18H10T болат үшін пластикалық деформациясының сатылары анықталды. Өртүрлі локалдік деформация кезіндегі сәулеленген болаттың механикалық ұқсастары мен дислокациялық субқұрылымның дамуының сипаттамасы құрылды.

## **STAGES OF PLASTIC DEFORMATION OF NEUTRON IRRADIATED 12CR18-NI10-TI STEEL**

**K.V. Tsay**

The stages of plastic deformation for 12Cr18Ni10Ti austenitic steel non-irradiated and irradiated with neutrons up to fluences  $1.4 \times 10^{19}$ ,  $1.3 \times 10^{20}$  n/cm<sup>2</sup> were determined based on the analysis of “true” deformation curves of the hardening coefficients  $\Theta_i(\varepsilon_i) = d\sigma_i/d\varepsilon_i$  and microstructural evolution. The character of development for both dislocation substructures and mechanical twins in irradiated steel was revealed at various local deformations.