

УДК 621.039.531

## ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т В РЕЗУЛЬТАТЕ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСТДЕФОРМАЦИОННЫХ ОТЖИГОВ

<sup>1,2)</sup> Цай К.В., <sup>1,3)</sup> Рофман О.В., <sup>1,2)</sup> Отставнов М.А.

<sup>1)</sup> *Институт ядерной физики, Алматы, Казахстан*

<sup>2)</sup> *Казахский национальный университет им. аль-Фараби, Алматы, Казахстан*

<sup>3)</sup> *НИТУ «МИСИС», Москва, Россия*

Обсуждаются результаты экспериментов по изучению изменений фазового состава и механических свойств аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н10Т, необлученной и облученной нейтронами, подвергнутой низкотемпературной деформации и постдеформационному отжигу в интервале температур 300–800 °С. Исследованы особенности образования и накопления мартенситной  $\alpha'$ -фазы при деформации и отжиге. Рассмотрена зависимость величины микротвердости стали от содержания  $\alpha'$ -фазы.

### ВВЕДЕНИЕ

Под действием внешних нагрузок в метастабильных аустенитных сталях в процессе формирования деформационной микроструктуры образуется новая  $\alpha'$ -фаза (мартенсит деформации) более прочная по сравнению с  $\gamma$ -аустенитной матрицей, обладающая остаточным магнетизмом. Количество  $\alpha'$ -фазы зависит от многих условий, наиболее значимые из которых - элементный состав стали, температура деформации, вид деформации (растяжение, сжатие), облучение высокоэнергетическими частицами [1–3]. Плотность мартенсита в легированных сталях ( $\sim 7,6 - 7,7 \text{ г/см}^3$ ) меньше, чем плотность аустенита ( $7,9 \text{ г/см}^3$ , 12Х18Н10Т). В связи с увеличением объема стали при мартенситном превращении в ней возникают внутренние напряжения вблизи мартенситных включений. Мартенситная  $\alpha'$ -фаза метастабильна, ее содержание можно легко контролировать термообработкой. Отжиг ( $\sim 1/2 - 1$  час) при повышенных (800 °С) температурах инициирует обратный  $\alpha' \rightarrow \gamma$  фазовый переход в материале вплоть до полного исчезновения  $\alpha'$ -фазы. При этом структура и механические свойства термически восстановленного аустенита отличается от первоначальных. Оба вышеуказанных процесса могут влиять на эксплуатационные характеристики стальных конструкций. Это обуславливает актуальность изучения закономерностей процессов образования и отжига мартенситной  $\alpha'$ -фазы в аустенитных сталях.

*Цель настоящей работы:* Изучить влияние пластической деформации при низких температурах на фазово-структурное состояние образцов стали 12Х18Н10Т, необлученных и облученных нейтронами в реакторе ВВР-К, а также выявить коррелированные изменения прочностных и магнитных свойств деформированной стали в ходе термической обработки. Для этого в стальных образцах растяжением при низких температурах индуцировали значительное количество мартенсита деформации. Затем провели отжиг образцов в широком интервале темпера-

тур, что дало возможность детально изучить поведение стали при термическом воздействии.

### МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Материалом исследования в работе являлась хромоникелевая аустенитная нержавеющая сталь 12Х18Н10Т с химическим составом: Fe – основа; Ni – 10,66; Cr – 17,00; C – 0,12; Mn – 1,67; P – 0,032; S < 0,013; Si – 0,34. Для экспериментов изготавливали плоские образцы в форме двойной лопатки с размерами рабочей части 3 мм × 10 мм и толщиной 300 мкм. Для устранения возможных ферритных и карбидных включений проводилась предварительная аустенизация образцов при 1050 °С (30 мин) с закалкой в воду. Часть термообработанных образцов облучали нейтронами в активной зоне исследовательского реактора ВВР-К при температуре  $\sim 80$  °С до флюенса  $1,3 \times 10^{20} \text{ н/см}^2$ . Перед механическими испытаниями на поверхность каждого образца специальным маркером было нанесено 9–11 полосок-меток для экстензометрических измерений.

Необлученные и облученные стальные образцы деформировали пошаговым одноосным растяжением на установке Инстрон-1195 со скоростью 0,5 мм/мин при  $T_{\text{исп}} = 20$  °С и  $-100$  °С [4]. В ходе деформирования периодически образец разгружали для измерений его линейных размеров - ширины и толщины, чтобы определить площадь поперечного сечения. Это позволило получить, помимо инженерных диаграмм растяжения « $\sigma - \epsilon$ », диаграммы « $\sigma_i - \epsilon_i$ » в «истинных» координатах. Содержание ферромагнитной  $\alpha'$ -фазы  $M_f$  (в фер. %) и ее распределение по образцу определяли с помощью феррозонда Ферстера МР-30 в разных точках образца, в том числе на участке вблизи развивающейся «шейки», где  $M_f$  достигало максимальных значений. Микротвердость  $H_u$  и ее распределение по образцу измеряли после деформации с помощью микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке на индентор 50 г.

Изохронные отжиги деформированных образцов осуществляли в трубчатой печи, в вакууме  $10^{-3}$  торр,

в интервале температур 300–500 °С с шагом 25 °С, а также в интервале 500–800 °С с шагом 50 и 100 °С. Длительность каждого отжига составляла 30 минут. Измерение  $M_f$  и  $H_m$  по длине образцов проводилось после каждого отжига. С помощью просвечивающей электронной микроскопии (микроскоп JEM-2100,  $U = 200$  кВ) характеризовали изменения в микроструктуре в результате деформации и постдеформационного отжига. С этой целью из образцов выбивали диски диаметром 3 мм, которые подвергали шлифовке, полировке и струйной электрополировке при комнатной температуре в электролите следующего состава: 20 %  $HClO_4$  + 80 %  $C_2H_5OH$ .

**ПОЛУЧЕННЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ**

**Результаты механических испытаний  
и магнитометрических измерений**

На рисунках 1 и 2 представлены полученные диаграммы растяжения и кривые накопления мартенситной фазы  $M_f(\epsilon)$  для образцов стали 12Х18Н10Т, необлученных и облученных нейтронами до  $1,3 \times 10^{20}$  н/см<sup>2</sup>. Из диаграмм определены характеристики прочности, пластичности, критические параметры начала образования  $\alpha'$ -фазы, а также максимальное количество мартенсита в стальных образцах на момент их разрушения (см. таблицу).

В случае растяжения при 20 °С (рисунок 1-а) облучение нейтронами вызывает упрочнение материала (рост  $\sigma_{0,2}$ ), уменьшение пластичности и запускает локализационные процессы в объеме материала при более низких  $\epsilon$  по сравнению с необлученной сталью. С понижением температуры испытаний до -100 °С (рисунок 1-б) в значительной степени возрастают прочностные характеристики деформируемой стали, практически без потери пластичности. Наиболее сильно нейтронное облучение влияет на предел текучести, который повышается почти в 3 раза по сравнению с  $\sigma_{02}$  исходного материала.

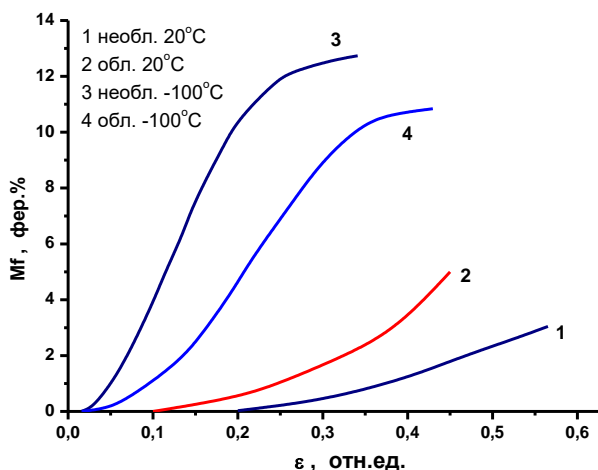
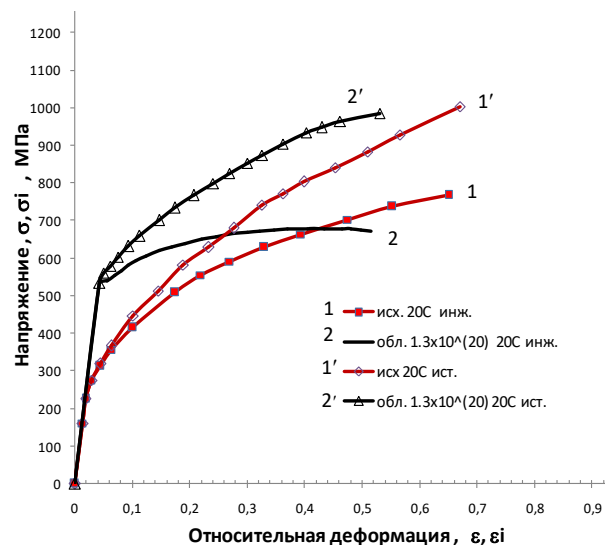
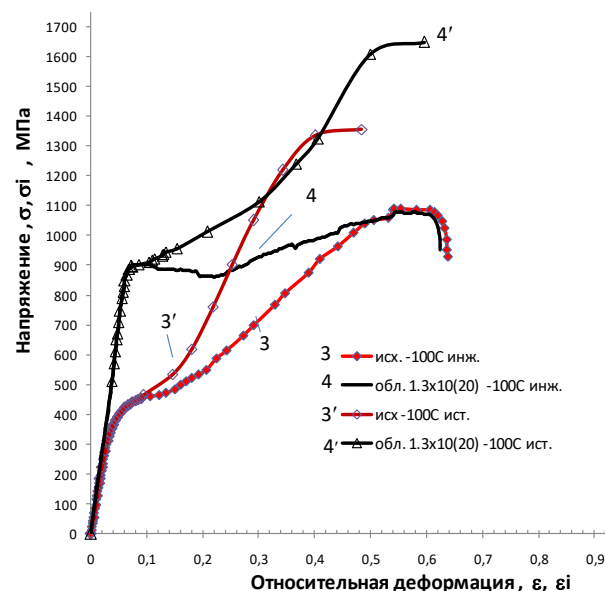


Рисунок 2. Кривые накопления  $\alpha'$ -фазы в образцах стали 12Х18Н10Т при растяжении



а)  $T_{исп} = 20$  °С



б)  $T_{исп} = -100$  °С

Инженерные и «истинные» диаграммы растяжения для необлученной стали при  $T_{исп} = 20$  °С (кривые 1, 1') и -100 °С (кривые 3, 3') и для стали, облученной нейтронами до  $1,3 \times 10^{20}$  н/см<sup>2</sup> при  $T_{исп} = 20$  °С (2, 2') и -100 °С (4, 4').

Рисунок 1. Диаграммы растяжения образцов стали 12Х18Н10Т

Понижение температуры испытаний до -100 °С приводит к уменьшению  $\epsilon^{кр}$  – критической деформации начала образования  $\alpha'$ -фазы, на порядок. При этом критические напряжения лишь незначительно превышают  $\sigma_{02}$  для всех рассмотренных образцов, т.е. условия для образования мартенсита в стали достигаются практически без дополнительного деформационного упрочнения.

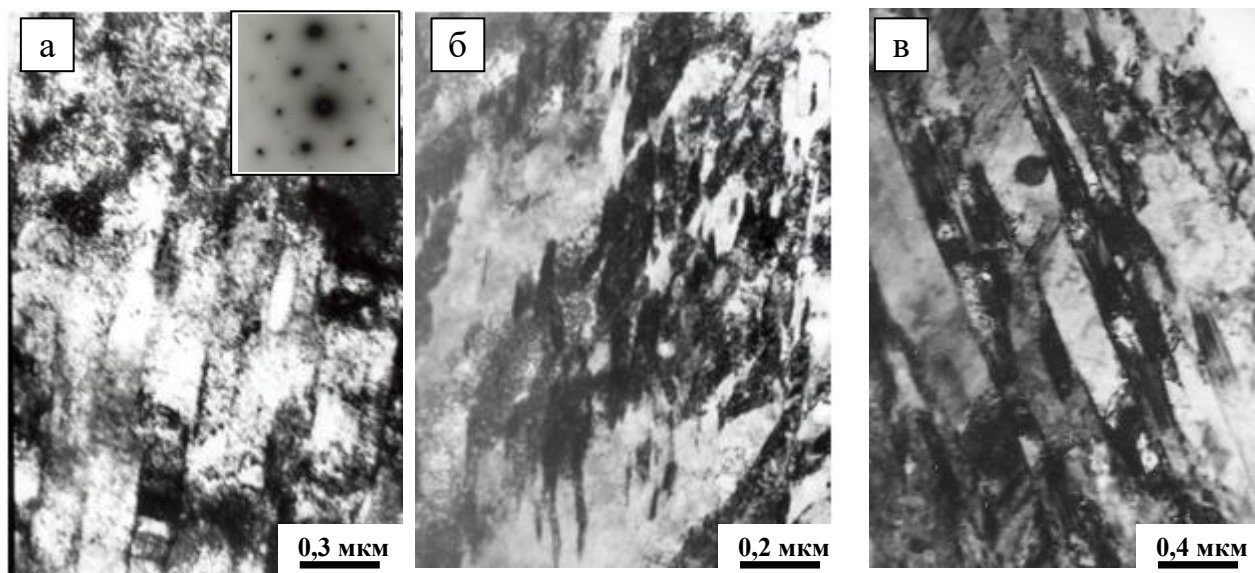
**ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т  
В РЕЗУЛЬТАТЕ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСТДЕФОРМАЦИОННЫХ ОТЖИГОВ**

*Таблица. Механические и магнитные характеристики образцов стали 12Х18Н10Т, деформированных при низких температурах*

| Характеристики   | Необл. | 1,3×10 <sup>20</sup> н/см <sup>2</sup> | Необл. | 1,3×10 <sup>20</sup> н/см <sup>2</sup> |
|--|--------|--|--------|--|
| T <sub>исп</sub> , °С  | 20     | 20                                     | -100   | -100                                   |
| Полная деформация δ, отн.ед.   | 0,6    | 0,46                                   | 0,54   | 0,55                                   |
| Равномерная деформация, ε <sub>p</sub> , отн.ед.   | 0,6    | 0,4                                    | 0,48   | 0,5                                    |
| Предел текучести σ <sub>0,2</sub> , МПа  | 240    | 530                                    | 300    | 870                                    |
| Условный предел прочности σ <sub>b</sub> , МПа   | 770    | 680                                    | 1090   | 1080                                   |
| Напряжение разрушения, σ <sub>R</sub> , МПа  | 770    | 673                                    | 950    | 990                                    |
| Истинный предел прочности σ <sub>вн</sub> , МПа  | 1005   | 960                                    | 1340   | 1610                                   |
| Истинное напряжение разрушения, σ <sub>Рн</sub> , МПа                                    | 1005   | 985                                    | *      | 1650                                   |
| Критическая деформация образования α'-фазы ε <sup>кp</sup> ε <sub>MF</sub> <sup>кp</sup> | 0,17   | 0,08                                   | 0,02   | 0,01                                   |
| Условное критическое напряжение σ <sup>кp</sup> , МПа                                    | 560    | 610                                    | 440    | 890                                    |
| Истинное критическое напряжение σ <sub>кp</sub> , МПа                                    | 615    | 692                                    | 450    | 900                                    |
| Максимальное количество α'-фазы, фер. %  | 3,1    | 4,9                                    | 13,4   | 10,8                                   |
| H <sub>н</sub> до деформации, кг/мм <sup>2</sup>   | 160**  | 230**                                  |        |  |
| Макс.микротвердость после деформации, кг/мм <sup>2</sup>                                 | 308    | -                                      | 360    | 369                                    |
| <H <sub>н</sub> > по образцу после деформации, кг/мм <sup>2</sup>                        | 303    | -                                      | 346    | 348                                    |

\* – Отсутствие данных по σ<sub>Рн</sub> означает, что разрушения образца нет на участке, для которого была построена диаграмма растяжения в истинных координатах.

\*\* – Микротвердость измерена до деформации при 20 °С.



а – необлученная сталь, ε = 0,3, двойникованный α'-мартенсит; б, в – сталь, облученная до 1,3×10<sup>20</sup>н/см<sup>2</sup>, ε = 0,35, темные кристаллиты – α'-мартенсит.

*Рисунок 3. Мартенсит деформации в образцах стали 12Х18Н10Т при T<sub>исп</sub> = -100 °С*

В исходной стали при -100 °С критическое напряжение начала мартенситного превращения понижается по сравнению с испытаниями при 20 °С, тогда как в облученных образцах, напротив, возрастает. В результате интенсивность выделения мартенсита в облученной стали существенно ниже по сравнению с необлученной. Данный вывод хорошо согласуется с результатами работ [5, 6].

Как следует из рисунка 2, при понижении T<sub>исп</sub> интенсивность мартенситных γ→α' превращений возрастает. Нейтронное облучение также существенно влияет на вид кривых M<sub>d</sub>(ε). Если при 20 °С в облученной стали мартенсит деформации выделяется интенсивнее, чем в необлученной, то при -100 °С ситу-

ация изменяется и наибольшее количество α'-фазы образуется в необлученной образце, по сравнению с облученным. Последнее свидетельствует о затруднении процесса фазового превращения в облученной стали при отрицательной температуре испытаний.

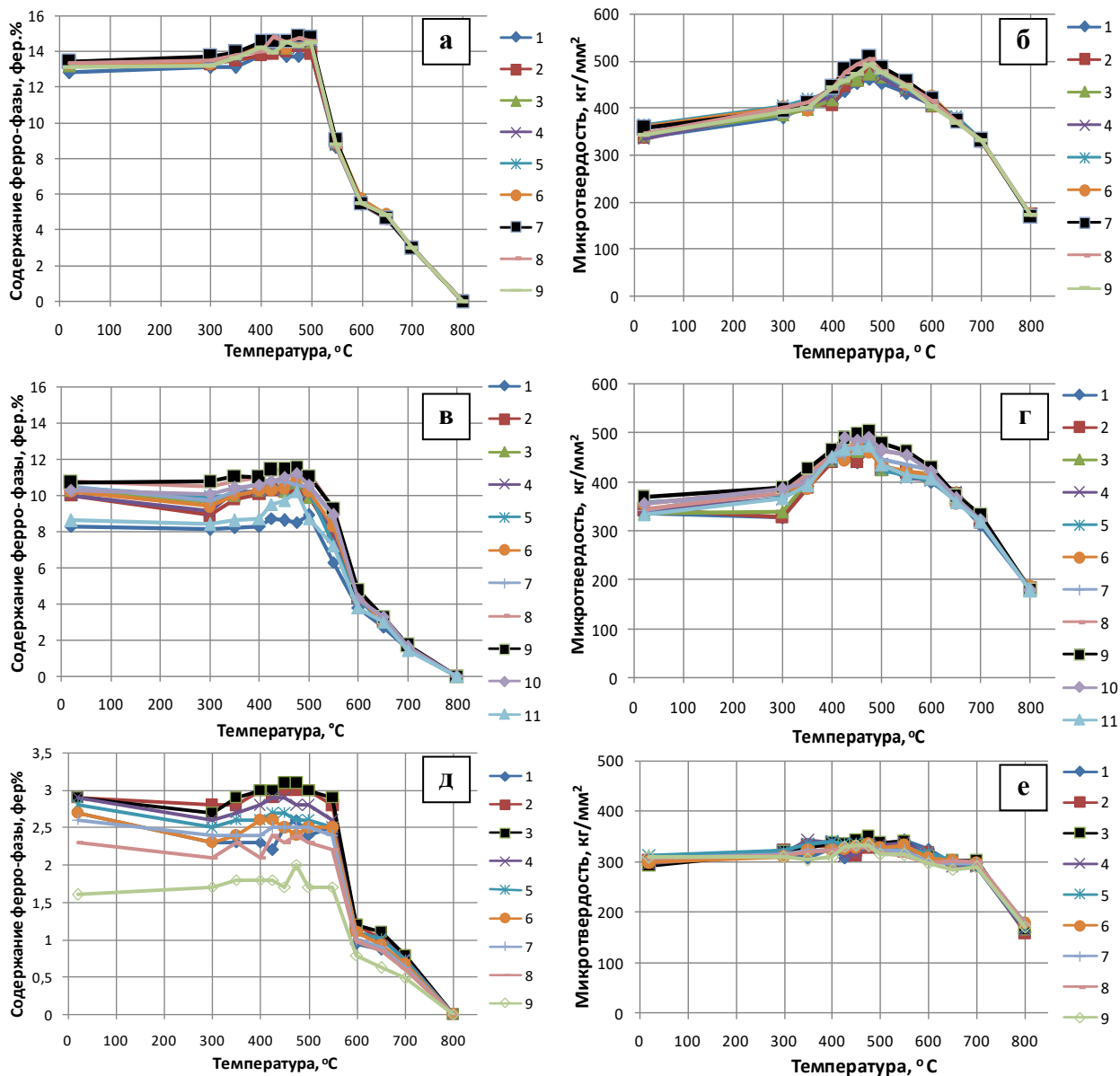
Морфология мартенсита в стали 12Х18Н10Т после деформации при -100 °С представлена на рисунке 3. В необлученной стали α'-фаза имеет вид протяженных пластин двойников толщиной до 0,2 мкм (рисунок 3-а). В облученной стали, мартенсит выделяется в аустенитном зерне в виде мелких линзовидных образований толщиной ~20–40 нм высокой плотности (рисунок 3-б), которые «собираются» в протяженные ламели (рисунок 3-в). Росту мартен-

**ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т  
В РЕЗУЛЬТАТЕ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСТДЕФОРМАЦИОННЫХ ОТЖИГОВ**

ситной фракции, по-видимому, препятствует повышенный уровень внутренних напряжений в аустените, обусловленный как первичным радиационным упрочнением, так и деформационной микроструктурой, формируемой в облученной стали при растяжении. Несмотря на то, что в облученной стали мартенсита образуется в 1,5 раза меньше, чем в исходной, их прочностные характеристики ( $\sigma_B$ ,  $H_{\mu}$ ) сравнимы.

**Результаты отжигов деформированных стальных образцов**

Диаграммы изменения содержания  $\alpha'$ -фазы  $M_f$  и микротвердости  $H_{\mu}$  в деформированных образцах в зависимости от температуры отжига ( $T_{отж}$ ) приведены на рисунке 4. Кривые  $M_{fi}(T_{отж})$  и  $H_{\mu i}(T_{отж})$  (где  $i = 1 \dots 9/11$ ) показывают эволюцию содержания мартенсита и упрочнение (разупрочнение) стали в разных точках на образцах с температурой отжига.



а, б – исходная сталь,  $T_{исп} = -100$  °C; в, г – сталь, облученная до  $1,3 \times 10^{20}$  н/см<sup>2</sup>,  $T_{исп} = -100$  °C;  
д, е – исходная сталь,  $T_{исп} = 20$  °C; а, в, д – содержание  $\alpha'$ -фазы в деформированных образцах после отжигов;  
б, г, е – микротвердость этих образцов.

*Рисунок 4. Изменение фазового состава и микротвердости деформированной стали 12Х18Н10Т с ростом температуры изохронных отжигов*

Отжиг «снимает» часть внутренних напряжений в микроструктуре, тормозящих  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращение, вследствие чего возможен дальнейший рост мартенситных кристаллов. На всех отметках по длине образцов после отжигов при 350–500 °С имел место прирост количества  $\alpha'$ -фазы (~5–10 %), по сравнению с исходным до отжига. Максимальные значения  $M_T$  отмечены после отжигов при 450–475 °С. Эффект постдеформационного отжигового упрочнения (прирост  $H_{\mu}$ ) фиксировался после отжигов в интервале температур 300–600 °С. Максимальный прирост  $H_{\mu}$  (460–505 кг/мм<sup>2</sup>) для образцов, деформированных при –100 °С, наблюдался при 475 °С. При этом микротвердость возрастала в ~1,4 раза по сравнению с деформированными образцами до отжига. Несмотря на количественные различия в содержании  $\alpha'$ -фазы в облученном и необлученном образцах на 30–40 %, их микротвердости близки по величине и имеют похожие зависимости  $H_{\mu}(T_{отж})$ .

Микроструктура мартенситного включения в стали после отжига при 450 °С приведена на рисунке 5. Видна тонкая структура аустенита, в котором продолжается формирование мартенситных включений. На электронограмме присутствуют рефлексы и тяжи, принадлежащие ГПУ  $\epsilon$ -фазы, на снимке микроструктуры видны тонкие полосы дефектов упаковки, на пересечении которых формируются новые мелкие выделения  $\alpha'$ -фазы. Заметим, что в массивном мартенсита, сформированном в стали после деформации, такой фазы не наблюдалось.

Отжиговое упрочнение в деформированных образцах исчезает после термообработки при 700 °С, но при этом микротвердость материала все еще намного превышает  $H_{\mu}$  стали до деформации (см. таблицу). При 650 °С доля  $\alpha'$ -фазы в образцах уменьшается более чем в 9 раз, поэтому можно говорить о переходе большей части мартенсита в аустенит в ходе обратного  $\alpha' \rightarrow \gamma$  превращения, как и в работах [6–8]. Остаточное упрочнение стали 12Х18Н10Т может быть связано с внутренней структурой новых мелких аустенитных зерен.

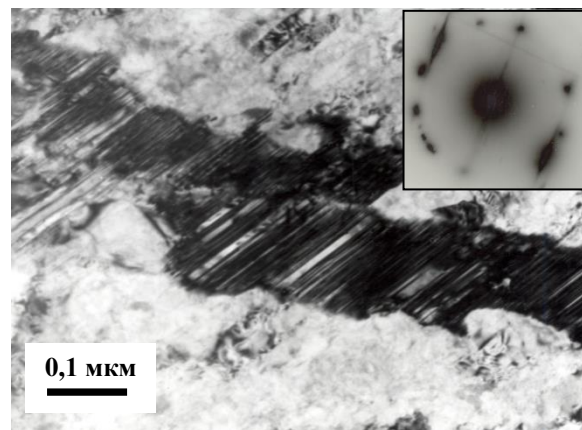


Рисунок 5. Мартенсит деформации в стали 12Х18Н10Т, после растяжения при –100 °С и отжига при 450 °С (30 мин)

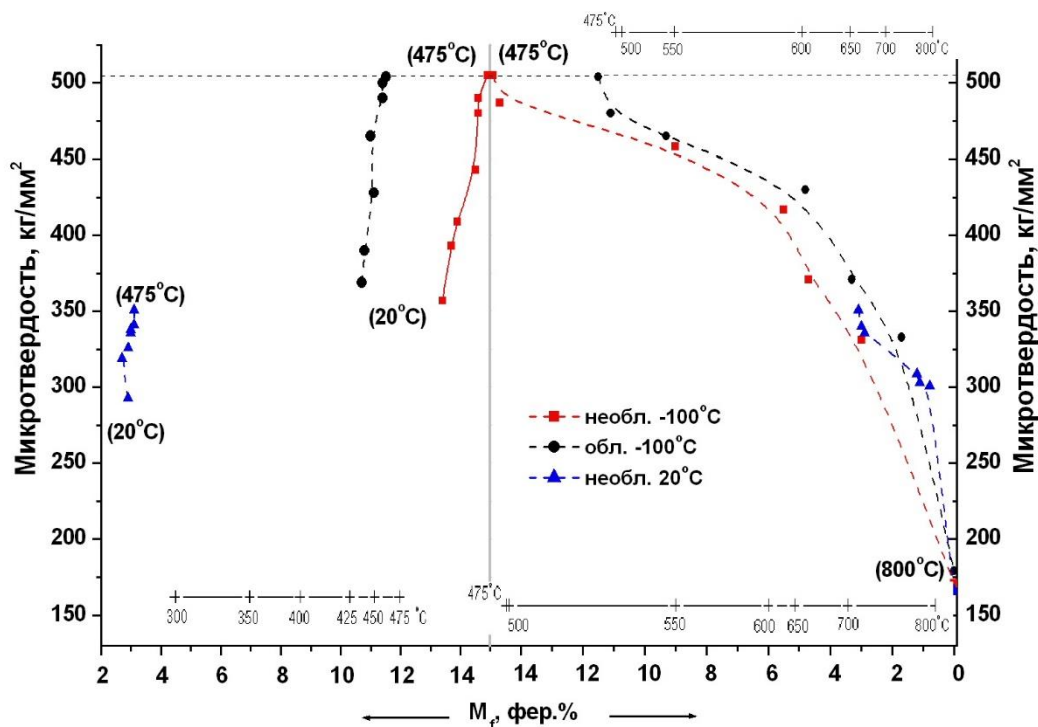


Рисунок 6. Микротвердость стали 12Х18Н10Т в зависимости от содержания мартенситной  $\alpha'$ -фазы в деформированных образцах после термического воздействия



На рисунке 6 приведены зависимости  $H_{\mu}$  от количества упрочняющей  $\alpha'$ -фазы в стальных образцах, необлученном и облученном нейтронами, на отметках с максимальными значениями  $M_f$  и  $H_{\mu}$ . Левая часть диаграммы построена на интервале  $M_f = 2-15$  фер. %. Здесь значения  $H_{\mu}$  увеличиваются с ростом содержания фазы  $M_f$ , т.е. имеет место отжиговое упрочнение. При этом участки образца, расположенные вблизи «шейки», демонстрируют близкую к линейной зависимость  $H_{\mu}$  от  $M_f$ . Для образцов с  $T_{исп} = -100$  °С тангенс угла наклона  $H_{\mu}(M_f)$  больше в случае облученной стали, по сравнению с необлученной. Таким образом, в силу особенностей микроструктуры, облученная деформированная сталь упрочняется интенсивнее при меньшем приросте фазы по сравнению с исходной сталью. То же самое наблюдается и для исходной стали, деформированной при 20 °С. Кроме того, наличие на графиках эффекта приращения  $H_{\mu}$  без изменения  $M_f$  свидетельствует о том, что упрочнение стали при отжиге может быть обусловлено также и другими структурными механизмами – двойникованием, формированием дислокационных стенок и ячеек, фрагментацией и разориентацией субструктурных элементов. В микроструктурах, где образование  $\alpha'$ -фазы затруднено, такие механизмы упрочнения могут вносить равнозначный вклад с мартенситным упрочнением.

В правой части диаграммы (рисунок 6) по оси абсцисс отложены значения  $M_f$  в порядке убывания, от 15 фер. % до 0. Значения  $H_{\mu}$  уменьшаются одновременно с убыванием  $M_f$  в ходе обратного  $\alpha' \rightarrow \gamma$  мартенситного превращения. Здесь стоит отметить разную интенсивность разупрочнения стали на интервале отжигов 500–550 °С для облученного и необлученного образцов ( $T_{исп} = -100$  °С). Интенсивность снятия упрочнения,  $I = \Delta H_{\mu} / (\Delta M_f \Delta T)$ , для необлученной стали составляет 5,1 кг/мм<sup>2</sup>/(фер. % °С), тогда как для облученной – выше,  $I = 8,3$  кг/мм<sup>2</sup>/(фер. % °С). Анализ показал, что максимум отжигового разупрочнения стали лежит в интервале температур 600–650 °С. При температурах 650–800 °С разупрочнение стали происходит не только из-за сокращения количества остаточной  $\alpha'$ -фазы в объеме образцов, но, главным образом, за счет рекристаллизационных процессов и формирования новой, более совершенной зеренной структуры.

#### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате проведения экспериментов по одноосному растяжению образцов необлученной и облу-

ченной нейтронами нержавеющей стали 12Х18Н10Т при низких температурах и последующим изохронным отжигам деформированных образцов установлено следующее:

– Понижение температуры деформации до  $-100$  °С приводит к росту прочностных характеристик стали практически без потери пластичности. При этом наиболее значимый вклад в деформационное упрочнение вносит образование и рост  $\alpha'$ -мартенситной фазы.

– Критические напряжения начала  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращения при  $-100$  °С ненамного превышают предел текучести стали. При этом интенсивность выделения мартенсита в облученной стали существенно ниже, чем в необлученной. При 20 °С, напротив, облученная сталь более склонна к  $\gamma \rightarrow \alpha'$  переходу под внешней нагрузкой.

– В образцах с высоким содержанием  $\alpha'$ -фазы, после деформации при  $-100$  °С и отжига, наблюдалось значительное отжиговое упрочнение при относительно слабом приросте содержания  $\alpha'$ -фазы. Температурный интервал эффекта отжигового упрочнения для стали 12Х18Н10Т составляет 300–600 °С, а его интенсивность практически не зависит от предварительного облучения. Прирост  $\alpha'$ -фазы наблюдался при температурах отжига 300–500 °С. Максимум отжигового упрочнения соответствовал максимальному содержанию  $\alpha'$ -фазы в образцах после отжига при 475 °С.

– Повышенные температуры отжига (650–800 °С) инициировали процессы обратного  $\alpha' \rightarrow \gamma$  превращения, сопровождающиеся резким уменьшением содержания  $\alpha'$ -фазы и прочностных свойств стали. Максимальная скорость отжигового разупрочнения стали, независимо от предыстории, отвечает интервалу температур 600–650 °С. Интенсивность разупрочнения выше в облученной стали, по сравнению с необлученной.

Полученные результаты углубляют понимание природы физических процессов в облученных нейтронами аустенитных сталях в условиях низкотемпературной деформации и последующего термического воздействия. Авторы выражают признательность сотрудникам лаборатории радиационного материаловедения РГП ИЯФ Рубану С.В. и Щербининой Н.В. за помощь в проведении радиационных экспериментов. Работа выполнена при финансовой поддержке гранта №АР05130527 Программы грантового финансирования МОН РК.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Максимкин, О.П. Прямые и обратные мартенситные превращения в реакторных сталях, облученных нейтронами и заряженными частицами / О.П. Максимкин // Вестник НЯЦ. – 2015. – вып. 3. – С. 113–123.
2. Максимкин, О.П. Влияние реакторного облучения на закономерности мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в стали 12Х18Н10Т при деформации / О.П. Максимкин, Д.Т. Бердалиев // Вестник НЯЦ. – 2009. – вып. 3. – С.167–172.
3. Цай, К.В. Влияние облучения и деформации на фазовые превращения в реакторных хромоникелевых сталях / К.В. Цай, О.В. Рофман, С.В. Рубан, О.П. Максимкин, Ф.А. Гарнер // Вестник НЯЦ. – 2016. – вып. 1. – С. 66–72.

4. Рыбин, С.В. Создание испытательных низко- и высокотемпературной камер и их применение для изучения деформационно-пластического поведения облученных материалов / С.В. Рыбин, О.П. Максимкин, М.Н. Гусев // Вестник НЯЦ РК. – вып. 2. – 2010. – С. 75–80.
5. Максимкин, О.П. Влияние нейтронного облучения и отрицательных температур растяжения на механические и магнитные характеристики аустенитной реакторной стали Х18Н9, аустенизированной при температурах 900 °С и 1050 °С / О.П. Максимкин, С.В. Рубан // Вестник НЯЦ РК. – 2017. – вып. 1. – С. 5–8.
6. Максимкин, О.П. Изменения электросопротивления и намагниченности необлученной и облученной нейтронами стали Х18Н9 в процессах деформации и отжига / О.П. Максимкин, Е.Е. Нұрғали // Вестник НЯЦ. – 2018. – вып. 1. – С. 61–68.
7. Рахашев, Б.К. Исследование обратного мартенситного  $\alpha' \rightarrow \gamma$  превращения в облученных высокоэнергетическими частицами, деформированных нержавеющей сталях 12Х18Н10Т и 08Х16Н11М3 / Б.К. Рахашев // Диссертация на соискание ученой степени кандидата физ.-мат. наук. – г. Алматы. – 2010.
8. Максимкин, О.П. Некоторые особенности обратного мартенситного  $\alpha' \rightarrow \gamma$  превращения в стали 12Х18Н10Т, облученной до высоких повреждающих доз в быстром реакторе БН-350/ О.П. Максимкин, М.С. Мережко, С.В. Рубан // Вестник НЯЦ РК. – 2011. – вып. 2. – С. 109–114.

**ДЕФОРМАЦИЯ ЖӘНЕ ДЕФОРМАЦИЯДАН КЕЙІНГІ КҮЙДІРУЛЕР  
НӘТИЖЕСІНДЕ 12Х18Н10Т АУСТЕНИТТІК БОЛАТТЫҢ ФАЗАЛЫҚ  
ҚҰРАМЫ МЕН БЕРІКТІК ҚАСИЕТТЕРІНІҢ ӨЗГЕРІСТЕРІ**

<sup>1,2)</sup> К.В. Цай,<sup>1,3)</sup> О.В. Рофман,<sup>1,2)</sup> М.А. Отставнов

<sup>1)</sup> *Ядролық физика институты, Алматы, Қазақстан*

<sup>2)</sup> *Әл-Фараби атындағы Қазақ ұлттық университеті, Алматы, Қазақстан*

<sup>3)</sup> *«МБЖКИ» ҰЗТУ, Мәскеу, Ресей*

Сәулелендірілмеген және нейтрондармен сәулелендірілген, 300–800 °С температуралар ауқымында төмен температуралы деформация және деформациядан кейінгі күйдіруге ұшыраған 12Х18Н10Т аустениттік тоттанбайтын болаттың фазалық құрамы мен механикалық қасиеттерінің өзгеруі бойынша эксперименттік нәтижелер талқылануда. Деформация және күйдіру арқылы мартенситті  $\alpha'$ -фазаның пайда болуы мен осы ерекшеліктері зерттелді. Болаттың микроқаттылық шамасының  $\alpha'$ -фазаның мөлшерінен тәуелділігі қарастырылды.

**CHANGES IN PHASE COMPOSITION AND STRENGTH PROPERTIES  
OF 12Cr18Ni10Ti AUSTENITIC STEEL AS A RESULT OF DEFORMATION  
AND POST-DEFORMATION ANNEALING**

<sup>1,2)</sup> K.V. Tsai,<sup>1,3)</sup> O.V. Rofman,<sup>1,2)</sup> M.A. Otstavnov

<sup>1)</sup> *Institute of Nuclear Physics, Almaty, Kazakhstan*

<sup>2)</sup> *Al-Farabi Kazakh National University, Almaty, Kazakhstan*

<sup>3)</sup> *“MISIS” NUST, Moscow, Russia*

The results of experiments studying the peculiarities of changes in both phase composition and mechanical properties of austenitic 12X18Ni10Ti stainless steel, unirradiated and irradiated with neutrons, subjected to low-temperature deformation and post-deformation annealings in the temperature range 300–800 °С are discussed. The features of the formation and growth of the martensitic-phase during deformation and annealing are investigated. The dependence of the  $\alpha'$ -phase content on microhardness of austenitic steel is considered.