

УДК 548.1:533.9

МИКРОСТРУКТУРА И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЧАСТИЦ ВТОРЫХ ФАЗ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ

В.Г. Кириченко, О.В. Коваленко, В.Н. Леонов

*Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Институт высоких технологий
61108, г. Харьков, пр. Курчатова, 31
E-mail: kirichenko@pht.univer.kharkov.ua
Поступила в редакцию 20 мая 2011 г.*

В работе проведено исследование влияния легирования и термомеханической обработки на распределение и размер включений вторых фаз в стали X18H10T. В результате выполнения работы разработана методика определения размера зерен по данным оптической металлографии с использованием контрольного образца альфа-железа и реального шлифа стали X18H10T. В структуре стали X18H10T и дополнительно легированных сталях присутствуют мелкодисперсные включения карбида и нитрида титана. Анализ построенных 3D – диаграмм показал, что отжиг всех сплавов на основе X18H10T при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 30 минут приводит к возрастанию среднего размера включений до $\sim 0,5 \div 1$ мкм, в то время как дополнительный отжиг при $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 5 ч приводит к заметному смещению формы распределения по размерам в сторону меньших размеров. Дополнительный отжиг сплава X18H10T+0,04%TiN при $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ после отжига при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течении 30 минут приводит к восстановлению исходного распределения включений по размерам.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: микроструктура, поликристалл, зерно, термомеханическая обработка, распределение

THE MICROSTRUCTURE AND DISTRIBUTION OF SECOND PHASE PARTICLES IN AUSTENITIC STEELS

V.G. Kirichenko, O.V. Kovalenko, V.N. Leonov

*Kharkov Karazin National University, High Technology Institute
31 Kurchatov St. Kharkov 61108, Ukraine.*

In the work the research of the influence of the alloying and thermomechanical treatment on distribution and dimensions of the inclusions of the second phases in the steel 18Cr10NiTi are presented. The methodology of the definition of grains' dimensions according to the data presented by optical metallography with use of the reference sample of the alpha-iron and the real steel metallographic section 18Cr10NiTi was developed as a result of carrying out the work. In the steel 18Cr10NiTi structure and in the additionally alloyed steels the carbide and titanium nitride fine-dispersed inclusions are present. The analysis of the built 3D-diagram has shown that the annealing of all the alloy materials on basis of 18Cr10NiTi at $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 30 minutes leads to increase of the inclusions' mean dimension to $\sim 0.5 \div 1\text{ }\mu\text{m}$, while additional annealing at $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 5 hours leads to the appreciable removal of the distribution form on the dimensions sideways smaller dimensions. The additional annealing of the alloy 18Cr10NiTi+0.04%TiN at $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ after the annealing at $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 30 minutes leads to recovery of the initial distribution of the inclusions on the dimensions.

KEY WORDS: microstructure, polycrystal, grain, thermomechanical treatment, distribution

МИКРОСТРУКТУРА ТА РОЗПОДІЛ ЧАСТИНОК ДРУГИХ ФАЗ В АУСТЕНИТНИХ СТАЛЯХ

В.Г. Кіріченко, О.В. Коваленко, В.М. Леонов

*Харківський національний університет ім. В.Н. Каразіна, Інститут високих технологій
61108, м. Харків, пр. Курчатова, 31*

В роботі проведено дослідження впливу легування та термомеханічної обробки на розподіл і розмір включень другої фази в сталі X18H10T. Розроблена методика визначення розміру зерен за даними оптичної металографії з використанням контрольного зразка альфа-заліза і реального шліфа сталі X18H10T. Виявлено, що розмір зерен залежить від розміру поля по якому проводиться розрахунок і методу розрахунку. У структурі сталі X18H10T і додатково легованих сталях присутні дрібнодисперсні включення карбиду і нітриду титану. Аналіз побудованих 3D - діаграм показав, що відпал всіх сплавів на основі X18H10T при $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 30 хвилин призводить до зростання середнього розміру включень до $\sim 0,5 \div 1$ мкм, в той час як додатковий відпал при $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 5 годин призводить до помітного зсуву форми розподілу за розмірами в бік менших розмірів. Додатковий відпал сплаву X18H10T+0,04%TiN при $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ після відпалу при $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 30 хвилин призводить до відновлення початкового розподілу включень за розмірами.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: микроструктура, полікристал, зерно, термомеханічна обробка, розподіл.

Физико-механические и технологические свойства сталей типа аустенитных коррозионно-стойких сталей во многом зависят от вида включений вторых фаз, образующихся при комплексном легировании сталей, их химического состава, размеров и объемной доли, распределения включений по размерам и термомеханической обработки сталей [1-7]. К аустенитным коррозионностойким сталям предъявляются достаточно жесткие требования при их эксплуатации в условиях высоких температур и механических нагрузок, коррозионно-активной среды, интенсивного нейтронного облучения. Значительную роль в этих процессах играют неметаллические включения, которые практически всегда присутствуют в металлической матрице сталей. Неметаллические включения в стали традиционно рассматриваются как концентраторы напряжений и деформаций при различных механических и термических воздействиях. Локализацию напряжений и деформаций вблизи неметаллических включений можно рассматривать как релаксационные явления и процессы, протекающих на межфазных границах включения — матрица и в матрице вблизи включения. В стали

08X18H10T, имеющей пластичную матрицу после охлаждения на воздухе от температуры конца прокатки 1100 °С и статической (квазистатической) деформации в результате взрывного нагружения наблюдали релаксационные процессы вблизи включений при динамическом нагружении. Степень локальности релаксационных процессов, реализуемых вблизи включений, зависит от времени их протекания, размера включения, степени различия физико-механических свойств включения и матрицы [8-10]. Контроль параметров упрочняющей фазы в дисперсионно-твердеющих сплавах при термообработке важен для предсказания их механических свойств. При этом важны два аспекта проблемы упрочнения. С одной стороны, неизменность распределения включений по размерам и их объемной доли после термообработки сплава позволяют отнести его к жаропрочным. С другой стороны, возможность контролируемого изменения степени дисперсности второй фазы путем подбора температурного режима обработки может быть использована для получения сплавов с заданными свойствами.

Целью работы являлось исследование распределения неметаллических включений в стали типа X18H10T при введении неметаллических включений различного типа в матрицу стали и при последующей термомеханической обработке.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

В работе методами оптической металлографии и электронной микроскопии исследовали изменения структуры образцов стали X18H10T при дополнительном микролегировании. Исследовалась аустенитная хромоникелевая коррозионнотстойкая сталь X18H10T в состоянии поставки и после микролегирования. Исходные образцы сталей изготавливали из заготовок промышленного проката, а микролегированные стали с добавками нитрида титана, иттрия и циркония получали путем вакуумного дугового переплава расходным электродом из промышленных сталей после их шихтовки добавками. Изучались сплавы X18H10T, X18H10T+0,4%TiN, X18H10T+0,25%Y, X18H10T+0,25%Y+0,04%TiN и X16H8+0,1%TiN+0,1%Zr. Использовался отжиг при двух температурах 1050 °С и 1200 °С в течение 30 мин с последующим дополнительным отжигом при 350 °С и 800 °С в течение 5 ч. Электронная микроскопия проводилась с использованием микроскопа типа ЭВМ-100ЛМ. Наряду с изучением второй фазы с помощью экстракционных углеродных реплик использовалось прямое электронно-микроскопическое наблюдение участков микроструктуры образцов, утоненных электрополировкой в растворе 10%H₂ClO₄+10% глицерина +80%С₂Н₅ОН. Исследования выполнены на пластинах толщиной $\delta = 1$ мм, полученных горячей прокаткой слитка при 1000 °С в вакууме $5 \cdot 10^{-5}$ мм. рт. ст., а также фольгах $\delta = 50$ мкм после прокатки пластин при комнатной температуре. Пластины и фольги отжигали при температуре 1050 °С в течение 30 мин в вакууме $5 \cdot 10^{-5}$ мм. рт. ст. Рентгенографическое исследование сталей проводилось на установке ДРОН-3,0 в Cu- k_{α} - излучении (глубина анализируемого слоя $\approx 2,7$ мкм). Металлографический анализ сталей проводили с помощью металлографического микроскопа МИМ-8.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Рассмотрим экспериментальные данные, описывающие микроструктуру сталей на основе аустенитной стали X18H10T. Структура исходного сплава X18H10T представляет собой аустениновую матрицу (γ -Fe, ГЦК $a=3,564$ Å), упорядоченную выделениями мелкодисперсной второй фазы. Совместный анализ электроннограммы от реплик с извлечением и от образцов на просвет показал, что выделения второй фазы относятся к карбиду титана (TiC, ГЦК $a=4,325$ Å). Форма включений, в основном, неправильная. Включения располагаются в матрице некогерентно. Распределение N(i)/N включений по размерам d показано на рис. 1, 2. Отжиг при $T=1200$ °С существенно меняет характер распределения включений по размерам. Исчезают включения малых размеров ($d < 600$ Å). Количество таких частиц в стандартном поле зрения резко уменьшается. Встречаются зерна полностью свободные от включений. Размеры последних возрастают до 0,5÷1,0 мкм, среднее межчастичное расстояние также увеличивается. Последующий отжиг при $T=350$ °С не приводит к существенным изменениям характеристик второй фазы, в то время как дополнительный отжиг при $T=800$ °С приводит к заметному уменьшению среднего размера включений (рис. 2).

Сплав X18H10T+0,25%Y демонстрирует, в основном, такое же, как и сплав X18H10T поведение характеристик второй фазы при термообработке. Так, в частности, как в исходном сплаве, существенные изменения наблюдаются лишь в результате отжига при $T=1200$ °С. Отжиг при 1050 °С и дополнительный отжиг при $T=800$ °С не приводит к существенным изменениям характеристик второй фазы, в то время как такой же дополнительный отжиг при $T=800$ °С после отжига при $T=1200$ °С приводит к появлению некоторого количества мелких включений с $d \sim 300 \div 800$ Å. В сплаве X18H10T+0,4%TiN дополнительный отжиг при $T=350$ °С не приводит к каким-либо заметным изменениям, в то же время дополнительный отжиг при 800 °С приводит к значительному возрастанию объемной зоны мелких включений, в то время как средний размер включений меняется мало (рис. 3). Отжиг при $T=1200$ °С, также как и в исходном сплаве, приводит к существенным изменениям в характере распределения включений по размерам и возрастанию среднего размера включений до 0,55 мкм с одновременным уменьшением их числа в единице объема. Дополнительный отжиг при $T=350$ °С не приводит к заметным изменениям, в то время как пятичасовая экспозиция при $T=800$ °С после

отжига при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ вызывает появление мелкодисперсных включений, распределение по размерам которых аналогично распределению их в сплаве после отжига при $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$. Возрастает также их объемная доля. В сплаве $\text{X18H10T}+0,25\%\text{Y}+0,04\%\text{TiN}$, также как и в случае изученных сплавов, термообработка, включающая отжиг при $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ и дополнительный отжиг при двух температурах не вносит изменений в характеристики второй фазы на всех этапах термообработки. Отжиг при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к изменениям, аналогичным для ранее изученных сплавов. Вместе с тем, при дополнительном отжиге сплава при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ (после отжига при $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$) не наблюдается заметного выделения мелкодисперсной второй фазы.

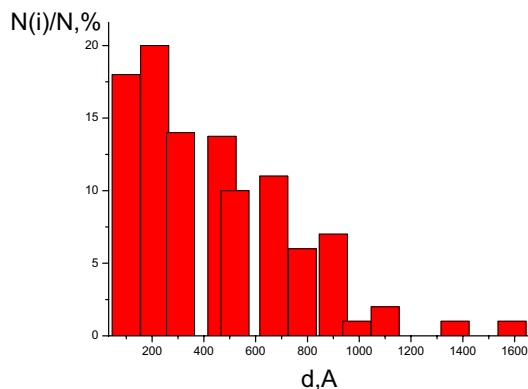


Рис. 1. Распределение включений по размерам для исходного сплава X18H10T, отожженного при $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 30 мин

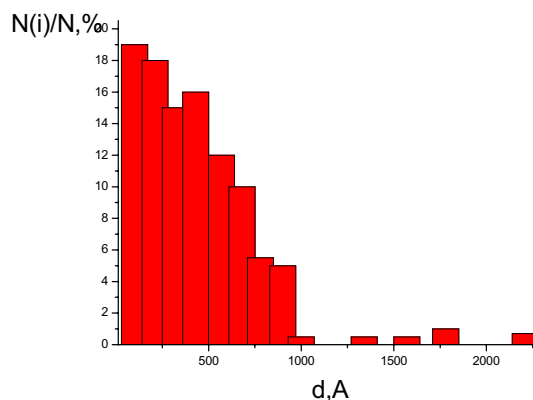


Рис. 2. Распределение включений по размерам для исходного сплава X18H10T, отожженного при $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 30 мин и далее при $T=350\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 5 ч

На основании полученных результатов можно сказать, что во всех изученных сплавах, приготовленных на базе X18H10T при отвердевании из расплава образуется мелкодисперсная вторая фаза – карбид титана, упрочняющая сплав. В сплавах, легированных нитридом титана, вторая фаза, возможно, состоит из смеси нитрида и карбида титана. В связи с тем, что структуры TiN и TiC одинаковы, а параметры решетки различаются не значительно ($a_{\text{TiN}}=4,225\text{ Å}$; $a_{\text{TiC}}=4,325\text{ Å}$), разделить структурно указанные фазы и смеси не представляется возможным. Исчезновение мелкодисперсных включений в результате отжига при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, что является закономерностью, общей для всех включений изученных сплавов, происходит, по-видимому, в результате Оствальдова созревания частиц карбида титана. При этом исчезновение мелких включений сопровождается возрастанием доли крупных при практически неизменной объемной доле включений. В пользу этого механизма свидетельствует также сильная зависимость скорости созревания от температуры отжига (резкие изменения формы распределения среднего размера включений; температура отжига от 1050 до $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$). Анализ структуры второй фазы, выделившейся в результате дополнительного отжига при $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ после отжига при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ в сплаве $\text{X18H10T}+0,04\%\text{TiN}$ показал, что указанная фаза также состоит из карбида титана. Электронографическим методом соединения TiN в указанном сплаве не обнаруживается. Это заставляет предположить, что TiN не является стабильным в аустените при температурах, близких к температуре плавления и, диссоциируя на Ti и N, растворяется в матрице сплава. В процессе дополнительного отжига при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ избыточный Ti вступая в реакцию с углеродом образует мелкодисперсные выделения карбида титана. Этот процесс происходит, по-видимому, и после отжига при $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, о чем свидетельствует заметное увеличение доли мелких включений в дополнительно отожженных при $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 5 часов образцах, отжигавшихся при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, где мелкодисперсные включения ($d<600\text{ Å}$) практически отсутствуют. На нестабильность при высокой температуре указывают также результаты изучения второй фазы в сплаве $\text{X16H8}+0,1\%\text{TiN}+0,1\%\text{Zr}$, обсуждаемые ниже, и, в частности, факт отсутствия каких-либо мелкодисперсных включений в исходном не отожженном сплаве.

В сплаве $\text{X18H10T}+0,25\%\text{Y}+0,04\%\text{TiN}$ процесс выделения мелкодисперсных включений TiC в результате дополнительного отжига при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ после отжига при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, по-видимому, обусловлен наличием иттрия.

Сплав $\text{X18H10T}+0,25\%\text{Y}$ демонстрирует, в основном, такое же, как и сплав X18H10T поведение характеристик второй фазы при термообработке. Так, в частности, как и в исходном сплаве, существенные изменения наблюдаются лишь в результате отжига при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$. Отжиг при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ не приводит к существенным изменениям характеристик второй фазы, в то время как дополнительный отжиг при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ после отжига при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к появлению некоторого количества мелких включений $d\sim 300\text{--}800\text{ Å}$.

В сплаве $\text{X18H10T}+0,4\%\text{TiN}$ дополнительный отжиг при $T=300\text{ }^{\circ}\text{C}$ не приводит к каким-либо заметным изменениям, в то же время дополнительный отжиг при $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ после отжига при $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к

значительному возрастанию объемной доли мелких включений, в то время как средний размер включений меняется мало (рис. 3). Отжиг при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, так же как и в исходном сплаве, приводит к существенным изменениям в характере распределения включений по размерам и возрастанию среднего размера включений до $0,55\text{ }\mu\text{m}$ с одновременным уменьшением их числа в единице объема. Дополнительный отжиг при $T=350\text{ }^{\circ}\text{C}$ не приводит к заметным изменениям, в то время как пятичасовая экспозиция при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ после отжига при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ вызывает появление мелкодисперсных включений, распределение по размерам которых аналогично распределению их в сплаве после отжига при $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$. Возрастает также их объемная доля.

В сплаве $\text{X18H10T}+0,25\%\text{Y}+0,04\%\text{TiN}$ также, как и в случае изученных сплавов, термообработка, включающая отжиг при $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ и последующий отжиг при двух температурах не вносит изменений в характеристики второй фазы на всех этапах термообработки. Отжиг при $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к изменениям, аналогичным для ранее изученных сплавов. Вместе с тем, при дополнительном отжиге сплава при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ (после отжига при $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$) не наблюдается заметного выделения мелкодисперсной второй фазы. В сплаве $\text{X16H8}+0,1\%\text{TiN}+0,1\%\text{Zr}$ наблюдается гетерофазная структура на основе смеси двух фаз $\alpha - \text{Fe}$ и $\gamma - \text{Fe}$ (рис. 4). Образцы характеризуются микроструктурой с высокой плотностью дислокаций. Титаносодержащие включения отсутствуют. Отжиг при $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к рекристаллизации и появлению мелкодисперсных выделений. Структурный анализ показывает наличие двух типов включений TiC и TiN одновременно присутствующих в сплаве. При этом следует заметить, что нитрид титана встречается в сплаве значительно реже карбида титана. Как правило, он встречается в виде отдельных выделений, дающих в отражающем положении точечную картину дифракции, в то время, как частицы TiC в силу своей многочисленности давали кольцевые электронограммы, характерные для поликристалла. Матрица сплава после всех типов термообработки представляла собой смесь α и γ фаз. Отжиг при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ также как и для сплава X18H10T приводит к изменению распределения по размерам возрастания среднего параметра включений. В результате дополнительного отжига при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ также появлялась наблюдение некоторого количества мелких ($d \sim 300\text{ }\text{\AA}$) включений с характерным когерентным контрастом. В процессе высокотемпературного отжига происходит образование зародышей и рост частиц карбида и, возможно, отдельных включений нитрида титана. Этот процесс протекает также и в результате дополнительного отжига при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$, на что указывает наличие включений, когерентно сопряженных с матрицей.

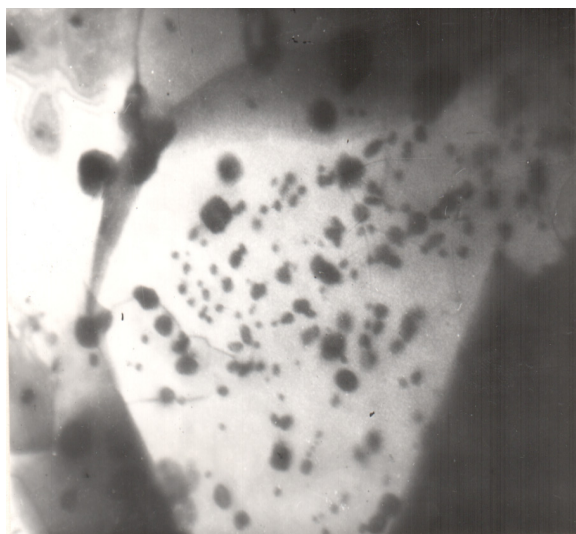


Рис. 3. Микрофотография для сплава $\text{X18H10T}+0,04\%\text{TiN}$, отожженного при $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течении 30 мин. Увеличение $51000\times$



Рис. 4. Когерентные включения в сплаве $\text{X16H8}+0,1\%\text{TiN}+0,1\%\text{Zr}$, появившиеся при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течении 5 ч после отжига. Стрелками показано направление отсутствия контраста на когерентных включениях: $T=1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течении 30 мин. Увеличение $51000\times$;

Кроме того, модифицирование сталей приводит к выделению вторых фаз, содержащих атомы добавки и компонент сплава, включая вредные примеси [11, 12]. Выделение этих фаз происходит в основном по границам в результате специально подобранной ТМО сталей. Сегрегация примесей фаз может существенным образом изменить ход фазовых превращений, дисперсность частиц вторых фаз, что и наблюдается в нашем случае.

Рассмотрим изменение распределения частиц по размерам после добавления в исходный сплав (рис. 5) мелкодисперсных частиц TiN (рис. 6). Отжиг при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ также как и для сплава X18H10T приводит к изменению распределения по размерам возрастания среднего параметра включений. В результате дополнительного отжига при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ также наблюдается некоторое количество мелких ($d \sim 300\text{ }\text{\AA}$) включений с характерным когерентным контрастом. Рассмотрим трехмерную диаграмму для трех температур отжига 800 , 1050 и 1200 (рис. 7).

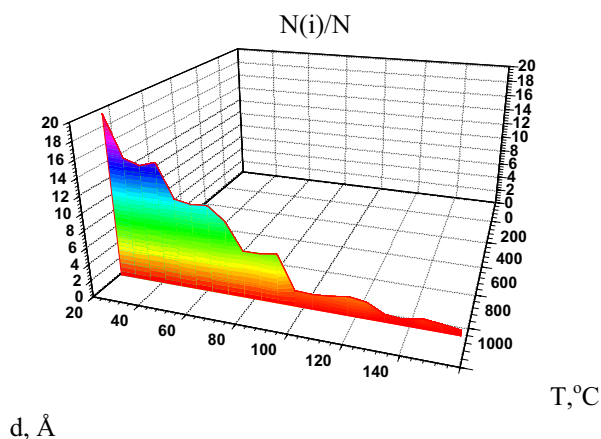


Рис. 5. Распределение включений по размерам для исходного сплава X18H10T, отожженного при $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 30 мин.

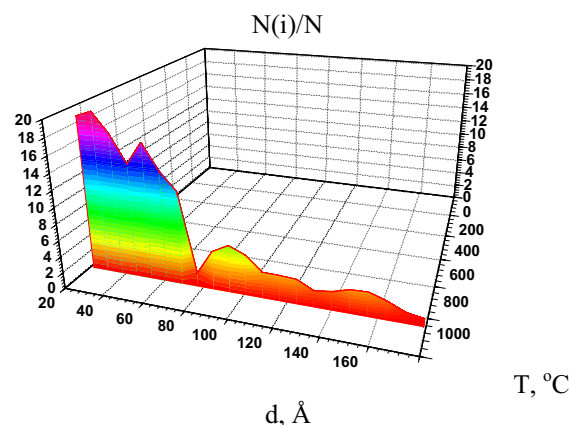


Рис. 6. Распределение включений по размерам для сплава X18H10T+0.04%TiN, отожженного при $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 30 мин.

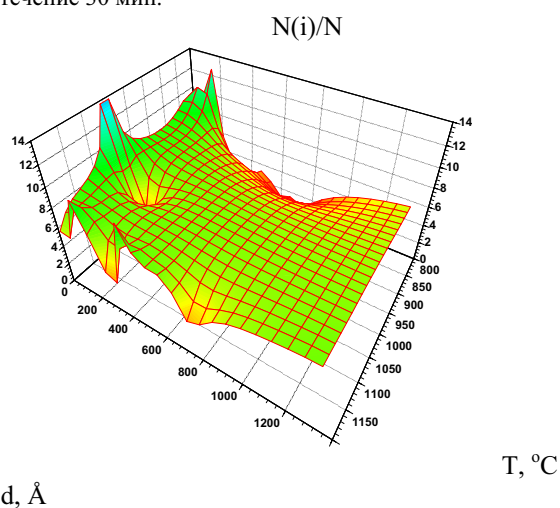


Рис. 7. 3D – диаграмма исходной стали X18H10T в координатах температура отжига - размер включений - доля включений.

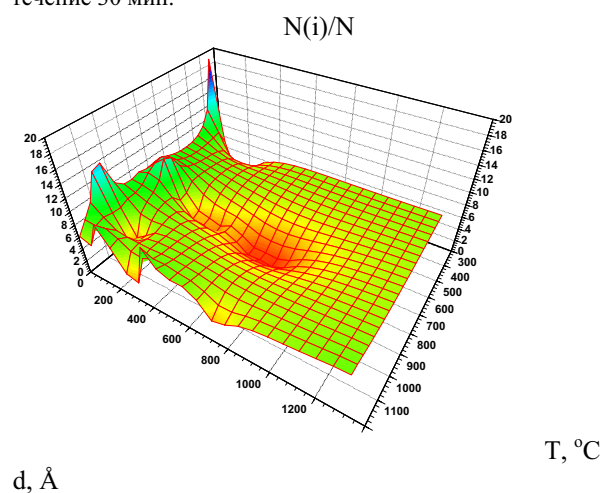


Рис. 8. 3D – диаграмма исходной стали X18H10T в координатах температура отжига - размер включений - доля включений с дополнением данных по повторному отжигу при $350\text{ }^{\circ}\text{C}$.

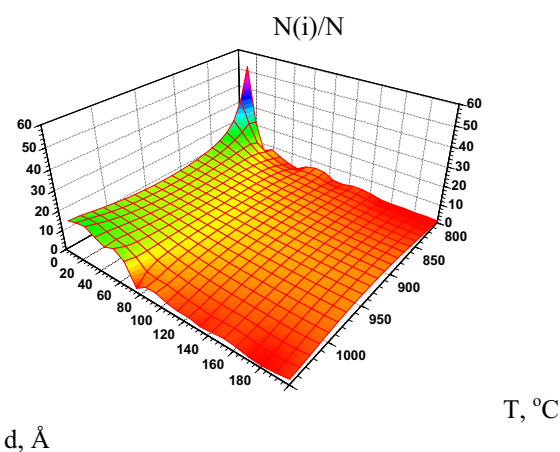


Рис. 9. 3D – диаграмма стали X18H10T+TiN в координатах температура отжига - размер включений - доля включений.

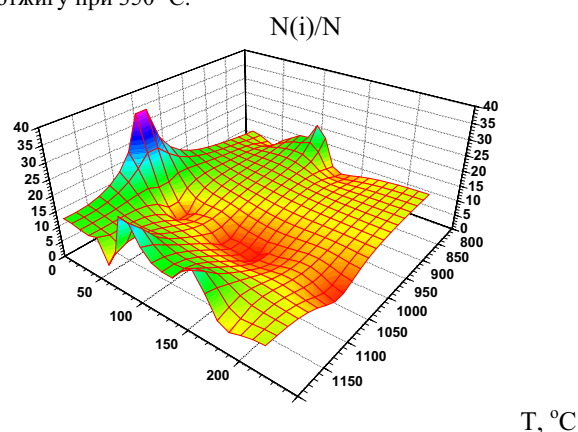


Рис. 10. 3D – диаграмма стали X18H10T+Y. в координатах температура отжига - размер включений - доля включений.

На рис. 8 приведена диаграмма с дополнением данных по повторному отжигу при $350\text{ }^{\circ}\text{C}$. После добавления в сталь нитрида титана получаем диаграмму, приведенную на рис. 9, характеризующуюся наличием значительного количества мелкодисперсных включений, образующихся после повторного низкотемпературного отжига. Этот процесс, хотя и зависит от температуры отжига и наличия упругих напряжений, носит иной характер, чем описанный в [13] процесс уменьшения в размерах мартенситных

пластин в сплаве Fe-Ni-Mn. измельчения частиц второй фазы. После добавления иттрия диаграмма распределения включений по размерам приобретает следующий вид (рис. 10), характеризующийся увеличением степени неоднородности распределения включений по размерам при изменении параметров термической обработки. Анализ 3D-диаграмм показывает, что кроме корректно воспроизведенных результатов исследования наблюдаются области, в которых необходимо произвести соответствующие отжиги и последующие измерения распределения включений по размерам.

ВЫВОДЫ

В результате исследования микроструктуры и распределения по размерам мелкодисперсных включений в сплавах на основе X18H10T установлено следующее: во всех исследованных сплавах на основе X18H10T присутствуют включения карбида титана; отжиг образцов сплава X18H10T при $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 30 мин не оказывает существенного влияния на характеристики второй фазы; отжиг всех сплавов на основе X18H10T при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 30 мин приводит к возрастанию среднего размера включений до $0,5\div 1\text{ }\mu\text{m}$.

Дополнительный отжиг сплавов на основе X18H10T при $T=350\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 5 часов не оказывает существенного влияния на характеристики второй фазы, в то время как дополнительный отжиг при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 5 ч приводит к заметному смещению формы распределения по размерам в сторону меньших размеров. Дополнительный отжиг сплава X18H10T+0,04%TiN при $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ после отжига при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ за 30 мин приводит к восстановлению исходного распределения включений по размерам. Отжиг при $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, а также при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 30 мин приводит к появлению некогерентных включений. В структуре стали X18H10T и дополнительно легированных сталях присутствуют мелкодисперсные включения карбида и нитрида титана. Анализ построенных 3D – диаграмм показал, что отжиг всех сплавов на основе X18H10T при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 30 минут приводит к возрастанию среднего размера включений до $\sim 0,5\div 1\text{ }\mu\text{m}$, в то время как дополнительный отжиг при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течении 5 ч приводит к заметному смещению распределения по размерам в сторону меньших размеров частиц вторых фаз.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Nekljudov I.M. Problemy rabotosposobnosti materialov osnovnogo oborudovanija AES Ukrainy // *Progressivnye materialy i tehnologii*. - 2003. - Т.1. - С.277–295.
2. Voevodin V.N. Konstrukcionnye materialy jadernoj energetiki - vyzov 21 veka // *Voprosy atomnoj nauki i tehniki*. - 2007. - № 2. - С. 10-23.
3. Konstrukcionnye materialy jadernyh reaktorov. - М: Atomizdat, 1977. - 246s.
4. Gorynin I.V. Nadezhnye materialy - osnova bezopasnosti atomnoj energetiki // *Mirovaja energetika*. - 2006. - № 7(31). - С.90-91.
5. Putilov A.V. Razrabotki FGUP VNIINM v oblasti nanotehnologij i nanomaterialov dlja atomnoj otrasli // *Rossijskie nanotehnologii*. - 2007. - Т.2, № 9-10. - С.6-11.
6. Voevodin V.N., Nekljudov I.M. Evoljucija strukturnogo sostojanija i radiacionnaja stojkost' konstrukcionnyh materialov. - Kiev: Naukova dumka, 2006. - 376s.
7. Balandin Ju.F., Gorynin I.V., Zvezdin Ju.I., Markova V.G. Konstrukcionnye materialy AES. - М.: Energoatomizdat, 1984. - 250 s.
8. Tomashov N.D., Chernova G.P. Teorija korrozii i korrozionnostojkie konstrukcionnye stali. - Metallurgija, 1986. - 359 s.
9. Parshin A.M. Struktura, prochnost' i radiacionnaja povrezhdaemost' korrozionnostojkih stalej i splavov. - Cheljabinsk.: Metallurgija, 1988. - 656s.
10. Kirichenko V.G., Leonov V.N., Rudenko M.V. Ionnaja i lazernaja obrabotka poverhnosti stalej. IV Mezhdunarodnaja nauchnaja konferencija «Fiziko-himicheskie osnovy formirovanija i modifikacii mikro - i nanostruktur» FMMN-2010, Har'kov, 2010. - С.401-406.
11. Neustroev B.C., Golovanov V.N., Shamardin V.K. Vyzvanoe raspuhanie ohrupchivanie obluchennyh nejtronami austenitnyh stalej // *Voprosy atomnoj nauki i tehniki*. - 2007. - № 2. - С. 119-123.
12. Ansell S. Mehanicheskie svojstva dvuhfaznyh splavov. - М.: Mir, 1968. - 370 s.
13. Ghosh G. Size distribution of martensite plates in an Fe-Ni-Mn alloy // *Journal of materials science*. - 1986. - Vol.21. - P. 2933-2937.