

**В.В. Глебов, С.Ю. Ефремов, Ф.Ф. Репин**  
ФБОУ ВПО «ВГАВТ»

## **ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ПЕРЕХОДНОГО КЛАССА 23X15H7M2**

Показано, что оптимальный интервал температур для закалки стали 23X15H7M2 составляет 1050–1100 °С. При дальнейшем увеличении температуры закалки происходит стабилизация аустенита стали 23X15H7M2 по отношению к мартенситному превращению.

Мартенситное превращение при деформации стали 23X15H7M2 происходит по схеме:  $\gamma \rightarrow \text{д.у.} \rightarrow \varepsilon\text{-мартенсит} \rightarrow \alpha\text{-мартенсит}$ .

Сталь марки 23X15H7M2 относится к сталям с регулируемым мартенситным превращением, при котором возможно превращение аустенита в мартенсит старением или в процессе пластической деформации стали.

Определяющее влияние на структурное состояние этой стали оказывает содержание углерода в твердом растворе.

Изменение растворимости углерода в аустените путем закалки от разных температур позволяет активно воздействовать на структуру стали. Так при закалке от температуры  $T_{\text{зак}} = 1000^{\circ} \div 1100^{\circ} \text{C}$  содержание углерода в аустените достаточно для сохранения его при комнатной температуре ( $M_n \approx 0^{\circ} \div 20^{\circ}$ ), а повышение температуры закалки до  $T_{\text{зак}} \approx 1200^{\circ} \text{C}$  стабилизирует аустенит по отношению к  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращению и образованию  $\delta$ -феррита.

В данной работе было проведено электронномикроскопическое исследование структуры аустенита коррозионностойкой стали 23X15H7M2, закаленной от разных температур (1050°, 1100° и 1200°C). Изменение температуры закалки влияет как на коррозионно-механические характеристики аустенита, так и на его стабильность по отношению к мартенситному  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращению (табл.1).

Поэтому целью работы было – исследовать влияние температуры аустенитизации на форму, размер, пространственное распределение карбидов и склонность стали к межкристаллитной коррозии (МКК). Одновременно необходимо было выяснить причину повышения значений ударной вязкости (КСУ) при увеличении температуры аустенитизации.

Трансмиссионная электронная микроскопия показала, что в аустените, закаленном от температуры 1050°C, присутствуют пластинчатые выделения карбидов хрома размером 15÷18 нм, которые обнаруживаются по характерному контрасту на контуре экстинкции. На границах зерен наблюдали крупные частицы карбидов хрома прямоугольной и гексагональной формы размером ~ 200 нм (рис. 1).

В образце, подвергнутом аустенитизации при 1100°C, присутствуют скопления сферических карбидов хрома размером ~ 12÷15 нм, а границы зерен чистые, свободные от выделений (рис. 2).

В аустените, полученном закалкой от 1200°C, наблюдаются дисперсные частицы карбидов хрома типа зон Гинье-Престона (зон Г.П.) размером 8÷11 нм, когерентные с матрицей. На границах зерен аустенита не отмечено присутствие крупных частиц карбидов (рис. 3).



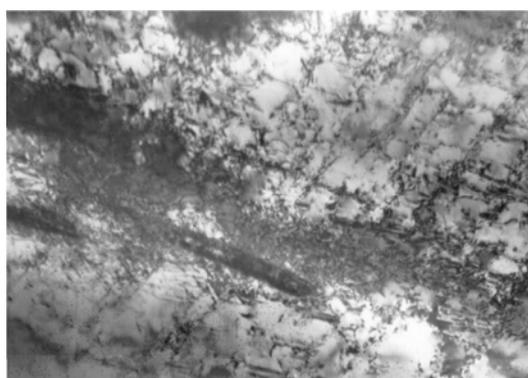
x40000

Рис. 1, а. Гексагональные и прямоугольные крупные частицы карбидов хрома на границе зерна аустенита, закаленного от 1050°C



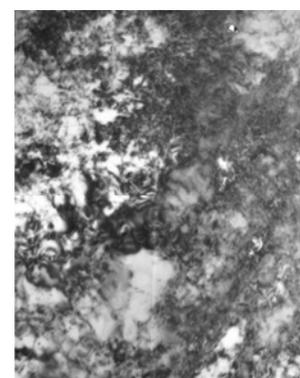
x20000

Рис. 1, б. Пластинчатые частицы карбидов хрома в аустените, закаленном от 1050°C



x34000

Рис. 2. Дисперсные карбиды хрома сферической формы в аустените, закаленном от 1100°C



x24000

Рис. 3. Скопление дисперсных частиц карбидов хрома в аустените, закаленном от 1200°C

Таким образом, электронная микроскопия тонких фольг показала, что на границах зерен аустенита после закалки от 1050°C обнаруживаются частицы карбидов хрома гексагональной и прямоугольной формы. По-видимому, присутствие таких карбидных частиц размером  $\sim 200$  нм способствует появлению склонности стали 23X15H7M2 к межкристаллитной коррозии (МКК) и значительному снижению ударной вязкости (КСУ) (табл.1).

Таблица 1

Температура закалки, °C	Ударная вязкость, КСУ	Склонность к МКК
1050	12÷15	Есть
1100	25÷28	Нет
1200	30÷35	нет

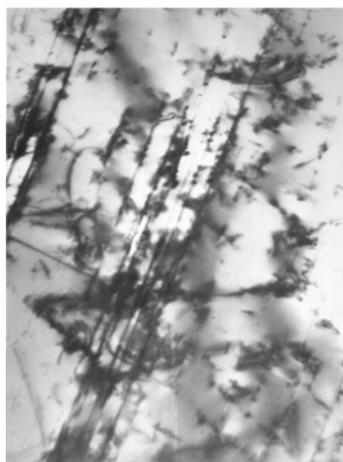
Повышение температуры аустенитизации до 1100°C способствует растворению карбидов хрома на границах зерен и, следовательно, устраняет причины склонности стали к МКК. Следует отметить, что ударная вязкость стали 23X15H7M2 растет с увеличением температуры аустенитизации.

Повышение температуры закалки до 1200°C устраняет карбиды хрома на границах зерен и обеспечивает стойкость стали к МКК, но приводит к повышению стабильности аустенита по отношению к  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращению при деформации или термообработке стали, что нежелательно. Причиной стабилизации аустенита является повышение растворимости углерода при увеличении температуры закалки стали до 1200°C. Аустенит, полученный при нагреве 1200°C, обладает высокой ударной вязкостью из-за повышенной стабильности аустенита, малых размеров карбидных частиц и пониженной плотности дислокаций.

Итак, оптимальной температурой аустенитизации стали 23X15H7M2 является  $t=1100^\circ\text{C}$ , которая обеспечивает растворение карбидов хрома на границах зерен, устраняет склонность к МКК и сохраняет метастабильность аустенита при последующей термообработке.

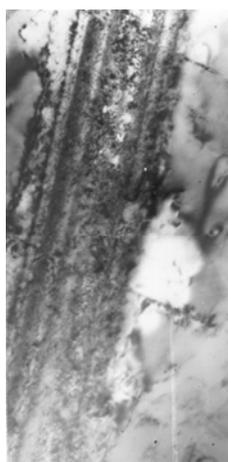
Известно, что высокоскоростная пластическая деформация стали происходит как путем скольжения дислокаций, так и двойникованием. На рис.4 приведены протяженные двойники деформации и дисперсные когерентные частицы карбидов хрома в аустените стали 23X15H7M2, деформированной ударным изгибом. Кристаллы  $\alpha$ -мартенсита выявляются на снимках из-за дифракционного контраста, поскольку  $\alpha$ -мартенсит имеет повышенную плотность дислокаций и выделяется как более темный на светлом фоне аустенитной матрицы (рис.5).

Коррозионностойкие стали типа 18-8 имеют пониженную энергию дефектов упаковки, поэтому пластическая деформация такой стали приводит к образованию плоских скоплений дислокаций и расщеплению полной дислокации на две частичные дислокации Шюкли с образованием протяженного дефекта упаковки между ними (рис. 6).



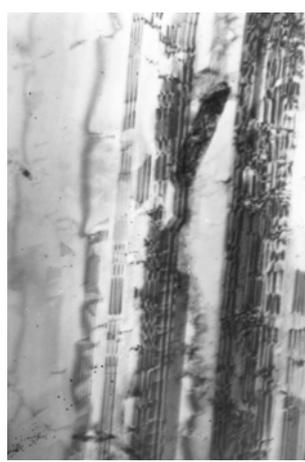
x23000

Рис. 4. Двойники деформации в аустените, закаленном от 1050°C



x37000

Рис. 5. Кристалл  $\alpha$ -мартенсита деформации в аустените, закаленном от 1100°C



x32600

Рис. 6. Протяженные дефекты упаковки и расщепленные дислокации в аустените, закаленном от 1100°C

В аустените стали 23X15H7M2 отмечалось присутствие тонких кристаллов  $\alpha$ -мартенсита и двойников деформации, образовавшихся в образце при его испытании на ударную вязкость. Можно предположить что  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение при деформации стали 23X15H7M2 происходит в следующей последовательности:  $\gamma \rightarrow \text{д.у.} \rightarrow \epsilon\text{-мартенсит} \rightarrow \alpha\text{-мартенсит}$ .

Для стареющей метастабильной аустенитной стали 23X15H7M2 необходим выбор как температуры аустенитизации, так и температуры старения с целью обеспечения

протекания  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения по оптимальной кинетике для получения наилучшего сочетания прочностных, пластических и магнитных свойств.

### Выводы

1. При закалке стали 23X15H7M2 от  $t=1050^\circ\text{C}$  в её структуре отмечается присутствие на границах зерен большого количества карбидов хрома гексагональной и пластинчатой формы размером  $\sim 200$  нм, которые снижают значения ударной вязкости (КСУ) и стойкость стали к МКК.

2. Закалка стали 23X15H7M2 от  $t>1050^\circ\text{C}$  способствует растворению карбидов хрома на границах зерен, что приводит к возрастанию ударной вязкости и повышению стойкости стали к МКК.

3. Стабилизация аустенита стали 23X15H7M2 по отношению к мартенситному  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращению, наблюдаемая при увеличении температуры закалки свыше  $1100^\circ\text{C}$  обусловлена повышением растворимости углерода и снижением плотности дислокаций.

4. Мартенситное превращение при деформации стали 23X15H7M2 происходит по схеме:  $\gamma \rightarrow \text{д.у.} \rightarrow \varepsilon\text{-мартенсит} \rightarrow \alpha\text{-мартенсит}$ .

*С.Ю. Ефремов, К.В. Белозеров*  
ФБОУ ВПО «ВГАВТ»

## АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ХАРАКТЕРИСТИК СТРУКТУРЫ НА СВОЙСТВА СЕРОГО ЧУГУНА

В работе исследовалось влияние химического состава и характеристик структуры на предел прочности при изгибе и твердость чугуна цилиндрических втулок судовых дизелей.

Исследованиям подвергались образцы, вырезанные из верхней части цилиндрических втулок, прошедших термическую обработку (отжиг)\* на заводе-изготовителе – ОАО «РУМО» (г. Нижний Новгород). К числу исходных данных относятся:

- температура заливки,  $T_z$ ,  $^\circ\text{C}$ ;
- химический состав – содержание С, Р, S, Si, Cr, Mn, %.

Температура заливки определялась с помощью термопары в ходе плавки. Содержание химических элементов определялось следующими методами: серы и углерода – газообменным, кремния – весовым, хрома и марганца – объемным; фосфора – калориметрическим.

Образцы подвергались микроструктурному анализу, в ходе которого определялись следующие характеристики структуры: размер графита ( $\Gamma_{\text{разм}}$ , мкм); площадь, занятая графитом ( $\Gamma$ , %); количество перлита ( $\Pi$ , %); дисперсность перлита ( $\Pi_{\text{д}}$ , мкм).

Исследованию подверглись образцы 20 плавок. Химический состав и характеристики структуры изменялись в следующих пределах:

На универсальной гидравлической машине ГРМ-1 определяли предел прочности при изгибе  $\sigma_{\text{и}}$ , МПа; на прессе Бринелля модели ТШ-2М определялась твердость образцов НВ, МПа.

Далее полученные данные подвергались анализу. На первом этапе производилось построение однофакторных зависимостей и определялась степень влияния каждого из исследуемых факторов по отдельности на характеристики структуры и свойства чугуна.

\* Исходные данные получены доц. И.И. Прохоровым