

СОПОСТАВЛЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА СТАЛЕЙ P18 И P6M5 В ОТОЖЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

Ю.П. Хараев, А.М. Гурьев, Н.А. Попова, Н.Р. Сизоненко, Э.В. Козлов

Введение

Стали P18 и P6M5 – ведущие стали на рынке производства режущих инструментов. Их составы отличаются незначительно. Состав сталей P18 и P6M5 в атомных концентрациях приведен в таблице 1. Как видно из таблицы 1, в стали P18 больше вольфрама, но значительно меньше молибдена. Хрома в стали P18 немного больше по сравнению со сталью P6M5. Что касается ванадия, то картина обратная – ванадия несколько меньше в стали P18. Наконец, доля углерода в стали P6M5 немного выше.

При анализе быстрорежущей стали нередко рассматривают суммарное содержание молибдена и вольфрама в них. По этому параметру сталь P18 в сумме содержит больше вольфрама и молибдена, чем сталь P6M5. Сталь P18 обладает примерно на 1,5% большим суммарным количеством вольфрама и молибдена. Поскольку молибден и вольфрам являются основными элементами, образующими карбид M_6C , а этот карбид – основной карбид быстрорежущей стали, поэтому интересно сопоставить фазовый состав сталей P18 и P6M5. Как известно, эти стали являются основными отечественными быстрорежущими сталями, и попытки таких сравнений предпринимались и ранее (см., например, [1,2]). Однако все они были основаны на использовании методов оптической микроскопии. В настоящей работе основным методом является метод просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ), дополненный методом рентгеноструктурного анализа. При изучении сталей электронно-микроскопическим методом представлялось возможным измерить различные параметры их структуры.

В настоящей работе была поставлена задача по сопоставлению фазового состава сталей P18 и P6M5 как качественно, так и количественно. Чтобы сравнение было наиболее достоверным, стали P18 и P6M5 исследовали в состоянии после отжига.

Материалы и методика исследования

Исследование образцов методом рентгеноструктурного анализа (РСА) проводилось на установке ДРОН-3 с автоматическим сканированием рентгеновского пучка в интерва-

ле углов 18 – 150 градусов. Было использовано монохроматизированное $Cu-K_{\beta}$ - излучение. Использовалась фокусировка по методу Брэгга-Брентано. Регистрация рентгеновской дифракционной картины осуществлялась с помощью сцинтиляционного счетчика с последующей записью на диаграммную ленту потенциометра КСП-4 со скоростями 4 и 0,5 градуса в минуту. На полученных рентгенограммах проводилось индентирование рефлексов с целью определения основных фазовых составляющих. Для установления природы фаз, присутствующих в сталях, из общего ряда полученных значений межплоскостных расстояний d_{hkl} выделяли ряды, свойственные каждой из фаз в отдельности.

Электронно-микроскопические исследования выполнялись на электронном микроскопе ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 Кв и рабочих увеличениях в колонне микроскопа 10000-40000 крат. Для этих исследований методом электроискровой резки вырезались фольги толщиной 0,2 – 0,3 мм. Режим электроискровой резки был подобран таким образом, что он не вносил дополнительных искажений в структуру материала. Полученные фольги до необходимой толщины (0,15-0,20 мкм) утонялись сначала химически, а затем электролитически по стандартным методикам.

Фазовый анализ проводился на основе данных, полученных в просвечивающем электронном микроскопе, из расшифровки соответствующих микроэлектронограмм. Результаты фазового анализа подтверждались темнопольными изображениями, полученными в рефлексах соответствующих фаз, а также данных рентгеноструктурного анализа. Средние размеры карбидных частиц, их плотности и объемные доли, а также скалярная плотность дислокаций в α -матрице измерялись по соответствующим электронным микрофотографиям методом секущей. Полученные данные обрабатывались статистически.

Рентгенографическое определение параметра кристаллической решетки a основывалось на точной регистрации положений дифракционных максимумов, которые связаны с размером элементарной ячейки. Для

СОПОСТАВЛЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА СТАЛЕЙ Р18 И Р6М5 В ОТОЖЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

кристаллов кубической сингонии эта связь определяется квадратичной формой:

$$\sin^2\theta_{hkl} = \lambda^2/4a^2(h^2+k^2+l^2),$$

где θ_{hkl} – угол отражения, λ - длина волны рентгеновского излучения; a – параметр решетки; h, k, l – индексы отражения. Для кристаллов кубической сингонии экспериментальное значение периода решетки экстраполировалось к $\theta = 90^\circ$. Для этого использовалась экстраполяционная функция Нельсона-Рейли, либо значения $\cos 2\theta$.

Состояние α -фазы

Прежде всего рассмотрим состояние α -фазы в исследуемых сталях. α -фаза имеет структуру ОЦК кристаллической решетки. В ней могут быть растворены все легирующие элементы, введенные в стали (см. таблицу 1, где указаны концентрации легирующих элементов для двух исследованных в работе сталей). Следует иметь в виду, что V, Cr, Mo и W являются карбидообразующими элементами. Иными словами, карбиды этих металловобладают большой энергией связи и устойчивостью [3]. Именно поэтому в равновесном или квазиравновесном состояниях сталей большая часть легирующих элементов замещения находится в карбидах, а не в твердом растворе. В таблице 2 представлены результаты обработки данных рентгеноструктурного анализа для исследованных состояний сталей Р18 и Р6М5. Из таблицы 2 видно, что параметр кристаллической решетки α -фазы в стали Р18 равен $0,2867 \pm 0,00004$ нм, в то время как у чистого железа – $0,2866 \pm 0,00004$ нм. Такое сопоставление показывает, что в α -фазе стали Р18 присутствует некоторое количество легирующих элементов, особенно хрома и ванадия. Напротив, параметр кристаллической решетки α -фазы в стали Р6М5 равен $0,2866 \pm 0,00005$ нм. Это означает, что в то время как в стали Р6М5 все легирующие элементы замещения находятся в карбидах, α -твердый раствор в этой стали представляет практически чистое железо. Такое различное поведение сталей Р18 и Р6М5 обусловлено элементным составом сталей (см. таблицу 1).

Тонкая структура сталей Р18 и Р6М5, наблюдаемая методом электронной микроскопии, представлена на рисунке 1. Хорошо видно, что основной фазой является α -фаза и что округлые карбидные частицы занимают значительную часть объема. Объемные доли α -фазы δ_α и карбидов δ_K приведены в таблице 2. Оказалось, что отношение $\delta_K / \delta_\alpha = 0,56$ для стали Р18 и $0,43$ – для стали Р6М5.

ПОЛЗУНОВСКИЙ ВЕСТНИК №2 (ч. 2) 2005

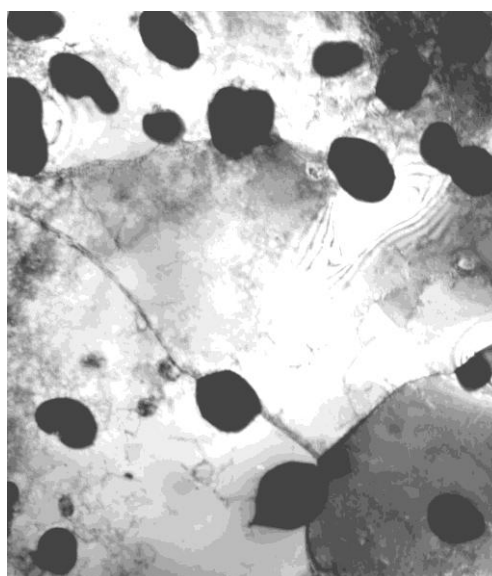
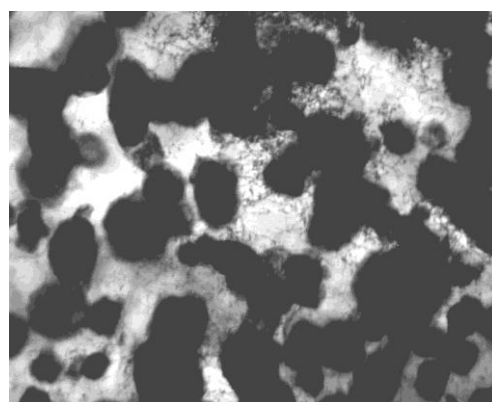
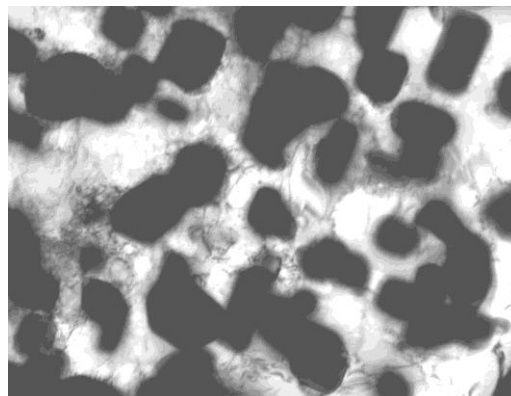


Рисунок 1 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры стали Р18 (а,б) и Р6М5 (в). Видны округлые частицы карбида M_6C

Таблица 1 – Химический состав исследуемых сталей (ат.%)

Хим. элементы	Сталь Р18	Сталь Р6М5
Fe	84,4-82,0	85,3-83,1
C	3,6-4,1	3,9-4,3
Cr	4,5-5,2	4,2-4,9
W	5,7-6,2	1,7-2,0
Mo	0,6	3,0-3,3
V	1,2-1,7	1,9-2,4

Результаты прямых измерений величины скалярной плотности дислокаций представлены в таблице 2. Скалярная плотность дислокаций ρ , как видно из таблицы 2, а также представленных на рисунке 1 микрофотографий, больше в стали Р18. Эти данные могут быть использованы для классификации различных модификаций α -фазы. Ранее такая классификация была проведена нами для стали Р6М5 при исследовании различных ее состояний [4]. Основными элементами классификации, позволяющими определить про-

исхождение той или иной части α -фазы, является, во-первых, морфология зерен α -фазы, пластин или реек, во-вторых, средняя скалярная плотность дислокаций в них. Соответствующие данные приведены в таблице 3. Очевидно, что для стали Р18 в исходном состоянии характерны крупные зерна, которые классифицировать по данным таблицы 3 не представляется возможным.

Сопоставляя сведения, приведенные в таблице 2 и таблице 3, можно сделать вывод, что в стали Р6М5 основной частью α -фазы является феррит, а в стали Р18 – безкарбидный бесструктурный бейнит [5]. Основой для такого вывода служат данные о скалярной плотности дислокаций. В случае стали Р18 величина скалярной плотности дислокаций $\rho = 3,7 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$, и она слишком велика для отожженного феррита. В таблице 3 эти классификационные признаки для исследуемых сталей выделены жирным шрифтом.

Таблица 2 – Количественные параметры структуры исследуемых сталей

		Сталь Р18	Сталь Р6М5	
Данные рентгеноструктурного анализа	Параметр кристаллической решетки α -фазы (нм)	0,2867 $\pm 0,00004$	0,2866 $\pm 0,00005$	
	Объемная доля фаз (%)	α -фаза	64	70
		карбид M_6C	36	30
Данные электронной микроскопии	Скалярная плотность дислокаций (см^{-2})	$3,7 \cdot 10^{11}$	$1,4 \cdot 10^{11}$	
	Объемная доля карбида M_6C (%)	34	29	

Таблица 3 – Классификационные признаки различных модификаций α -фазы

Тип α -фазы		Морфология α -фазы	Средняя скалярная плотность дислокаций (см^{-2})
δ -фаза		Сферические зерна	$\sim 10^8$
Феррит (α-фаза)		Многоугольные зерна	$\sim (1-3) \cdot 10^{10}$
Зернистый безкарбидный бейнит (α-фаза)		Многоугольные зерна	$(3-6) \cdot 10^{10}$
Мартенсит (α -фаза)	пакетный	Рейки	$(7-10) \cdot 10^{10}$
	пластинчатый	Пластины	$(6-9) \cdot 10^{10}$

СОПОСТАВЛЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА СТАЛЕЙ Р18 И Р6М5 В ОТОЖЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

Карбидная фаза

Методами электронной дифракционной микроскопии и рентгеноструктурного анализа установлено, что основным карбидом в исследуемых сталях является карбид M_6C , который имеет сложную ГЦК кристаллическую решетку и пространственную группу $Fd\bar{3}m$. Элементарная ячейка этого карбида представлена на рисунке 2. Индексированные дифракционные картины с указанием рефлексов карбида M_6C для исследованных сталей приведены на рисунке 3. На рисунке 4 представлен участок рентгеновской дифракционной картины, полученной на стали Р18. На этой картине хорошо видны основные рефлексы α -фазы и карбида M_6C . Совокупность этих данных четко фиксирует качественный фазовый состав исследованных сталей.

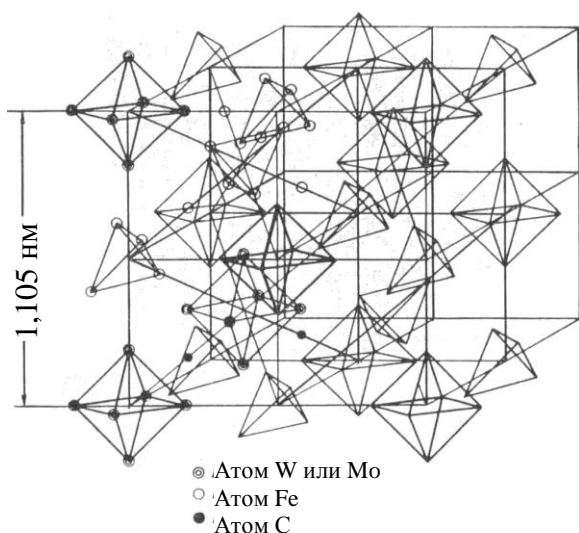


Рисунок 2 – Элементарная ячейка карбида M_6C [3]

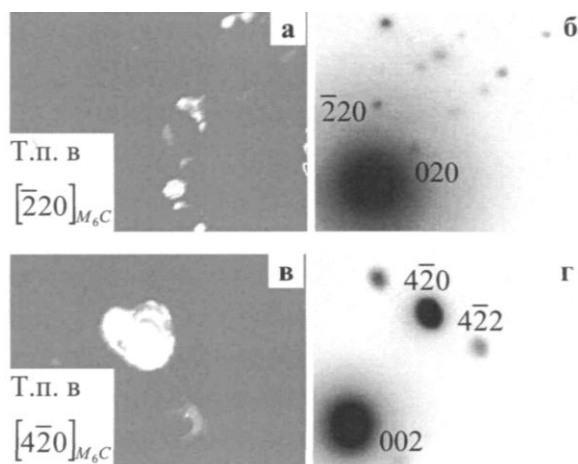


Рисунок 3 – Темнопольные изображения (а, в) и их микродифракционные картины (б, г) в сталях Р18 (а, б) и Р6М5 (в, г)
 ПОЛЗУНОВСКИЙ ВЕСТНИК №2 (ч. 2) 2005

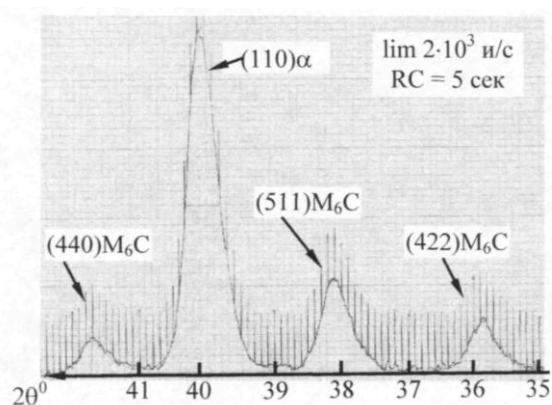


Рисунок 4 – Участок рентгеновской дифракционной картины, полученной на стали Р18

Как и ожидалось, в стали Р18 объемная доля карбида M_6C больше, чем в стали Р6М5. При этом в случае стали Р18 основное внимание было уделено карбидам, расположенным в теле зерен. Они имеют одномодальную функцию распределения по размерам, которая представлена на рисунке 5. При оценке возможной доли карбида в быстрорежущих сталях следует иметь в виду, что предполагаемая конфигурация карбида M_6C находится между формулами $Fe_3(W,Mo)_3C$ – $Fe_4(W,Mo)_2C$ [3]. Иными словами, наряду с атомами вольфрама и молибдена, наряду с атомами хрома и ванадия, которые замещают атомы железа. Если учитывать все эти факторы, то в исследуемых состояниях сталей Р18 и Р6М5 (отожженные состояния) объемная доля карбида M_6C близка к предельно возможной.

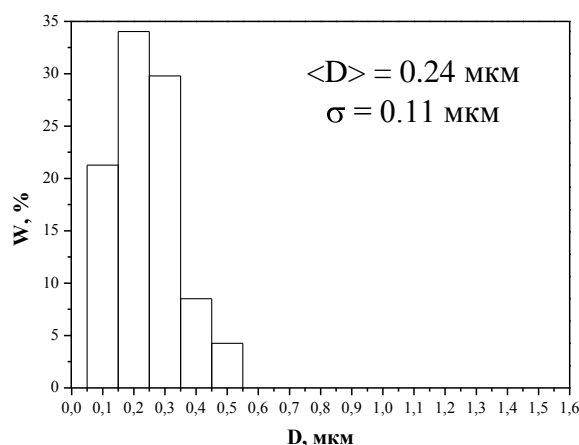


Рисунок 5 – Распределение частиц карбида M_6C по размерам в стали Р18

Заключение

В работе выполнено сопоставительное исследование основных фаз, присутствующих в сталях Р18 и Р6М5 в отожженном состоянии. Установлено, что основным карбидом в исследуемых сталях является карбид M_6C с ГЦК кристаллической решеткой. В теле зерен α -фазы частицы этого карбида имеют округлую форму. Размеры частиц карбида M_6C больше в стали Р6М5, а их объемная доля, напротив, больше в стали Р18. Это соответствует атомному составу исследуемых сталей.

В исследуемых сталях α -фаза имеет довольно значительную плотность дислокаций, превышающую 10^{11} см^{-2} . По величине скалярной плотности дислокаций структура α -фазы в стали Р6М5 была классифицирована как ферритная, а в стали Р18 – как бейнитная.

Таким образом, выполненное сравнительное исследование фазового состава сталей Р18 и Р6М5 методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа показало, что качественно фазовые составы этих сталей близки, однако количественные параметры, характеризующие α -фазу и карбид M_6C , отличаются. Эти отличия связаны с различием химического состава сталей и их термической обработкой. Такие отличия в структуре исследованных сталей должны повлечь за собой различие механических и экс-

плуатационных свойств этих сталей и изделий из них.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 05-08-50241)

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Седов Ю.Е., Геллер Ю.А., Кремнев Л.С., Гордезиани А.Г. Размеры избыточных карбидов в быстрорежущей стали // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1975. - №6. – С.4-9.
2. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. – М.: Металлургия, 1985. – 408с.
3. Гольдшмидт Х.Дж. Сплавы внедрения. Т.1. – М.: Мир, 1971. – 424с.
4. Козлов Э.В., Иванов Ю.Ф., Симонов П.С. и др. Фазовый состав и тонкая структура стали Р6М5 // *Ползуновский альманах*. – 2004. - №4. – С.47-51.
5. Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. Объемная и поверхностная закалка конструкционной стали – морфологический анализ структуры // *Изв. вузов. Физика*. – 2002. - №3. – С 5-23.

Научно-производственное предприятие «Софтсервис»

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова

Томский государственный архитектурно-строительный университет