

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ТОНКАЯ СТРУКТУРА СТАЛИ Р6М5

Э.В. Козлов, Ю.Ф. Иванов, П.С. Симонов, Н.В. Ладыжец,
Н.А. Попова, Н.А. Конева (г. Томск, Россия)

Сталь Р6М5 относится к вольфрамо-молибденовым сталям с карбидным упрочнением умеренной теплостойкости. Уникальные свойства быстрорежущих сталей (высокая теплостойкость или красностойкость при наличии высокой твердости и износостойкости) достигаются посредством специального легирования и сложной термической обработки, обеспечивающих определенный фазовый состав [1-4]. Основными легирующими элементами быстрорежущих сталей являются углерод, вольфрам, молибден, ванадий и хром. Данные элементы в определенных температурно-временных условиях формируют в стали частицы карбидной фазы, которые являются упрочняющей фазой материала. Как правило, в быстрорежущих сталях наблюдаются карбидные частицы следующего состава: M_6C на основе вольфрама и молибдена, MC на основе ванадия и $M_{23}C_6$ на основе хрома (знак «М» означает, что часть металлических атомов в данных карбидах может быть замещена атомами железа и других карбидообразующих элементов). Кроме этого, могут образовываться монокарбиды на основе молибдена и/или вольфрама.

По температурному интервалу образования карбидные частицы делят на первичные, присутствующие в заэвтектоидных сталях, образуются при кристаллизации стали из расплава; вторичные – выделяются при кристаллизации из аустенита и третичные – образуются при распаде мартенсита. Как правило, фазовый состав закаленной быстрорежущей стали таков: нерастворенных карбидов 7-15%; остаточного аустенита 20-30%; остальное – мартенсит. Отпуск стали приводит к выделению из мартенсита специальных карбидов и дополнительному превращению остаточного аустенита.

В настоящее время ни у кого не вызывает сомнения, что технологические характеристики быстрорежущей стали непосредственно определяются особенностями ее микроструктуры. Разработано большое число концепций, выявлен целый ряд закономерностей, связывающих микроструктуру материала с его физическими и механическими свойствами. Поэтому исследование тонкой структуры стали является весьма важной задачей.

Цель настоящей работы - исследование фазового состава и дефектной субструктуры прутка из стали Р6М5, поставляемого для изготовления сверл в промышленных условиях.

Таблица 1 –
Химический состав стали Р6М5 (вес.%)

C	0,87
Cr	4,09
Mo	5,02
W	6,03
V	1,89
Mn	0,28
Si	0,49
Ni	0,28
Cu	0,18
Co	0,21
P	0,025
S	0,02
Fe	остальное

В качестве исследуемого материала использовалась сталь марки Р6М5, химический состав которой приведен в табл.1.

Диаметр прутка составлял 10 мм. Пруток находился в состоянии поставки.

Исследования проводилось методом дифракционной электронной микроскопии тонких фольг. Был использован просвечивающий электронный микроскоп ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ. Для исследования фольги готовили следующим образом: на электроискровом станке вырезали перпендикулярно оси прутка пластинки толщиной ~0.2 – 0.3 мм. Затем пластинки шлифовали механически и подвергали электролитическому утонению в электролите: 450 мл H_3PO_4 + 50 г хромового ангидрида при напряжении 20-27 В и плотности тока 2-3 А/см². Рабочее увеличение в колонне электронного микроскопа составляло 4000 - 80000 крат. Окончательное увеличение достигалось с помощью фотопечати. В настоящей работе данный режим работы прибора использован для идентификации присутствующих фаз в исследуемом материале, определения размеров, объемной доли и мест локализации вторичных фаз и выделений, измерения различных параметров тонкой структуры. Для идентификации фаз, присутствующих в материале, применяется микродифракционный анализ с использованием темнопольной методики и последующим индицированием микроэлектроннограмм (микродифракционных картин).

В результате выполненного электронно-микроскопического дифракционного исследования установлено, что в состоянии поставки сталь является многофазным материалом,

содержащим α -фазу (ОЦК кристаллическая решетка, α -Fe), γ -фазу (ГЦК кристаллическая решетка, γ -Fe, остаточный аустенит), δ -фазу (ОЦК кристаллическая решетка, δ -феррит) и карбидные фазы (многометаллические карбиды на основе железа и легирующих карбидообразующих элементов).

Основной фазой стали Р6М5 в состоянии поставки является α -фаза, представляющая собой поликристаллический агрегат, внутризеренная структура которого сформировалась в результате мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и последующего отпуска. По морфологическому признаку α -мартенсит может быть разделен на два типа – пластинчатый низкотемпературный (двойниковый) мартенсит и пакетный (дислокационный, речный) мартенсит [5]. Характерные электронно-микроскопические изображения данных типов мартенсита приведены на рисунке 1.

Из приведенных на рисунке 1 микрофотографий следует, что пластинчатый мартенсит представляет собой отдельно расположенные кристаллы линзовидной формы (ри-

сунк 1а). Морфологической особенностью пакетного мартенсита является группирование некоторого количества кристаллов мартенсита в параллельные ряды (пакеты) (рисунк 1б). Размеры кристаллов пластинчатого мартенсита, как правило, изменяются в весьма широких пределах: продольные размеры кристаллов, возникших первыми, ограничены размерами областей аустенита (зерна, субзерна), в которых протекает мартенситное превращение. Размеры последующих кристаллов ограничены кристаллами, образовавшимися ранее. Размеры пакета и кристаллов пакетного мартенсита более значимым образом зависят от размеров зерна стали и значительно влияют на механические свойства материала [5-8].

Дефектная субструктура кристаллов пластинчатого и пакетного мартенсита сформирована плотными дислокационными сетками, скалярная плотность дислокаций которых $\langle \rho \rangle \sim 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Кроме этого, в кристаллах пластинчатого мартенсита могут наблюдаться тонкие двойники превращения.

Наряду с кристаллами мартенсита, α -фаза наблюдается в виде субзерен (рисунк 1в). Объемная доля данной морфологической составляющей α -фазы $\sim 16\%$ (от объема α -фазы), средние размеры субзерен $\sim 0,55 \text{ мкм}$. В субзернах наблюдается дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций которой весьма высока $\sim 6,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Эти кристаллиты являются продуктом промежуточного (бейнитного) $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, протекающего без образования частиц карбидной фазы. В работах, посвященных бейнитному превращению в сталях, данный тип бейнита назван безкарбидным зернистым бейнитом [9].

Как отмечалось выше, в стали Р6М5 присутствует остаточный аустенит. Остаточный аустенит (γ -фаза) выявляется в виде тонких прослоек вдоль границ кристаллов мартенсита (рисунк 2). Уверенно обнаружить остаточный аустенит можно лишь с привлечением методов дифракционного анализа (рентгеноструктурного, электронно-микроскопического и т.д.). Средние поперечные размеры прослоек остаточного аустенита $\sim 25 \text{ нм}$, объемная доля $\sim 5-7\%$. В стали Р6М5 выявлены зерна δ -феррита, указывающие на незавершенный характер $\delta \rightarrow \gamma$ превращение материала при охлаждении от температуры кристаллизации. Отметим, что δ -феррит, как правило, наблюдается в высоколегированных сталях специального назначения [10,11]. В анализируемом в данной работе материале зерна δ -феррита имеют весьма характерную глобулярную форму (рисунк 3). Средние

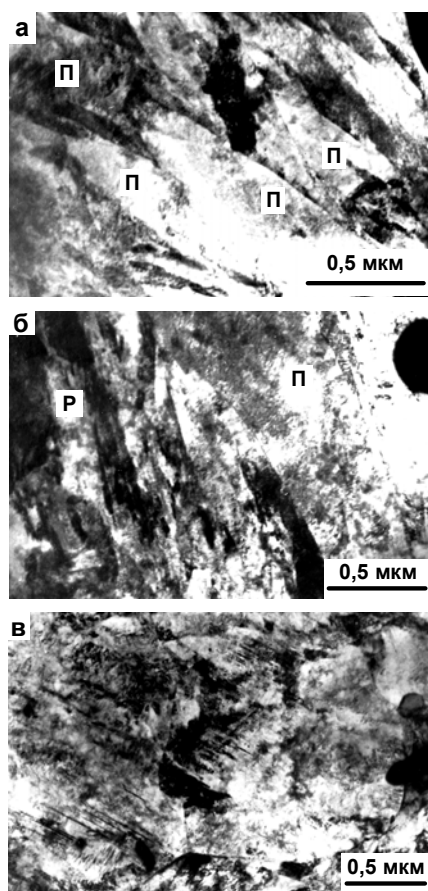


Рисунок 1 – Тонкая структура стали Р6М5: а – пластинчатый мартенсит (П); б – пакетный (Р) и пластинчатый (П) мартенсит; в – безкарбидный зернистый бейнит

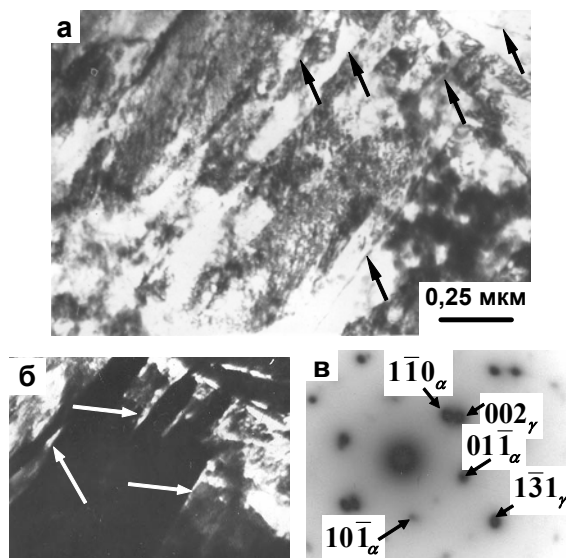


Рисунок 2 – Электронно-микроскопическое изображение стали Р6М5: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение, полученное в рефлексе [002] γ -фазы; в – индцированная микроэлектронограмма участка (а). На (а) и (б) стрелками указаны прослойки остаточного аустенита (γ -фазы)

размеры их изменяются в пределах 0,5 – 1,5 мкм; объемная доля ~2 % структуры стали. Наличие в кристаллической решетке δ -фазы повышенной концентрации легирующих элементов подтверждается величиной параметра кристаллической решетки. Зерна δ -феррита располагаются островками в объеме стали и нередко отделены от матрицы широкими прослойками (рисунок 3а). Данные прослойки имеют дислокационную субструктуру с расположенными на дислокациях частицами карбида ванадия типа VC_{1-x} (см. ниже). В отдельных случаях частицы VC_{1-x} обнаруживаются и внутри зерен δ -феррита (на рисунке 3б такие частицы указаны белыми стрелками). Зерна δ -феррита имеют дислокационную субструктуру в виде сеток или хаотически расположенных дислокаций (средняя скалярная плотность дислокаций $<10^8 \text{ см}^{-2}$). В отдельных случаях в зернах δ -феррита выявляется субзеренная структура. δ -феррит является высокотемпературной нежелательной. Обратим внимание на места локализации δ -феррита. В результате проведенных исследований было установлено, что δ -фаза окружена, во-первых, пластинчатым двойниковым и пакетным мартенситом, который при своем образовании явно обходил области δ -фазы или упирался в нее. Во-вторых, часть приграничной области δ -фазы занимают зеренные

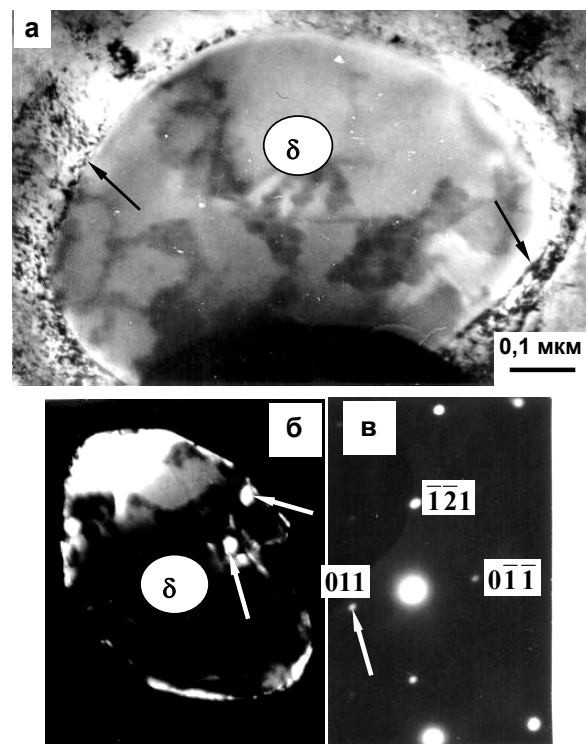


Рисунок 3 – Электронно-микроскопическое изображение зерен δ -феррита в структуре прутка стали Р6М5: а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе [011] δ -фазы; в – микроэлектронограмма; δ - δ -феррит

или субзеренные прослойки α -феррита с карбидами. Можно констатировать, что все модификации α -фазы в одинаковом количестве присутствуют вокруг δ -зерен. Наряду с α -фазой присутствуют карбиды, однако совершенно нет γ -фазы. Это означает, что аустенит (γ -фаза) неустойчив вблизи зерен δ -фазы. Последний факт подтверждает то, что легирующие элементы находятся в карбидах и δ -фазе и их не хватает для стабилизации аустенита. Чтобы повысить устойчивость аустенита, необходимо растворить δ -фазу. Это, несомненно, приведет к пластификации стали.

Сталь Р6М5 характеризуется наличием частиц карбидной фазы. В исходном состоянии основным карбидом является карбид (рисунок 4). Это первичный карбид. В работе установлено, что объемная доля частиц данного карбида составляет 25-30% от структуры стали. Частицы имеют глобулярную форму и располагаются как в объеме, так и по границам зерен. Размеры частиц изменяются в широких пределах; средние размеры составляют $0,62 \pm 0,06 \text{ мкм}$. Частицы характеризуются наличием отдельно расположенных дислокаций (на рисунке 4 дислокации указаны темными стрелками),

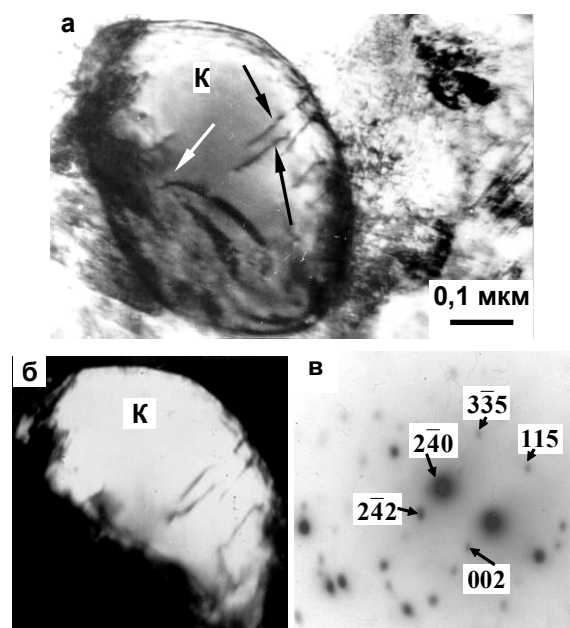


Рисунок 4 – Электронно-микроскопическое изображение частицы карбида типа M_6C (К), присутствующей в структуре стали Р6М5: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение, полученное в рефлекс $[2\bar{4}2]_{M_6C}$; в – индцированная микроэлектронограмма (указаны только рефлекс карбида M_6C). Белая стрелка на (а) – экстинкционные контуры, черные стрелки – дислокации

скалярная плотность их весьма мала ($\langle \rho \rangle = 6 \cdot 10^9, \text{см}^{-2}$). В частицах наблюдаются изгибные экстинкционные контуры (на рисунке 4 они отмечены белой стрелкой). Наличие в структуре контуров экстинкции указывает на поля напряжений, искривляющих его кристаллическую решетку [12,13]. Как видно из представленной на рисунке 4а микрофотографии, контуры привязаны к границе раздела карбид / матрица. Это означает, что источниками полей напряжений является межфазная граница, а механизм их возникновения – термоупругие напряжения, возникающие в материале, имеющем включения второй фазы, при быстром охлаждении.

Наряду с карбидом типа M_6C , в стали выявлен карбид «цементитного» типа M_3C (третичный карбид) состава $(Fe,M)_3C$, где М – легирующие карбидообразующие элементы, присутствующие в стали (W,Mo,V,Cr). Отметим, что наиболее высокой растворимостью в кристаллической решетке цементита обладают атомы марганца и хрома, незначительной растворимостью – атомы ванадия, молибдена и вольфрама и практически не рас-

50

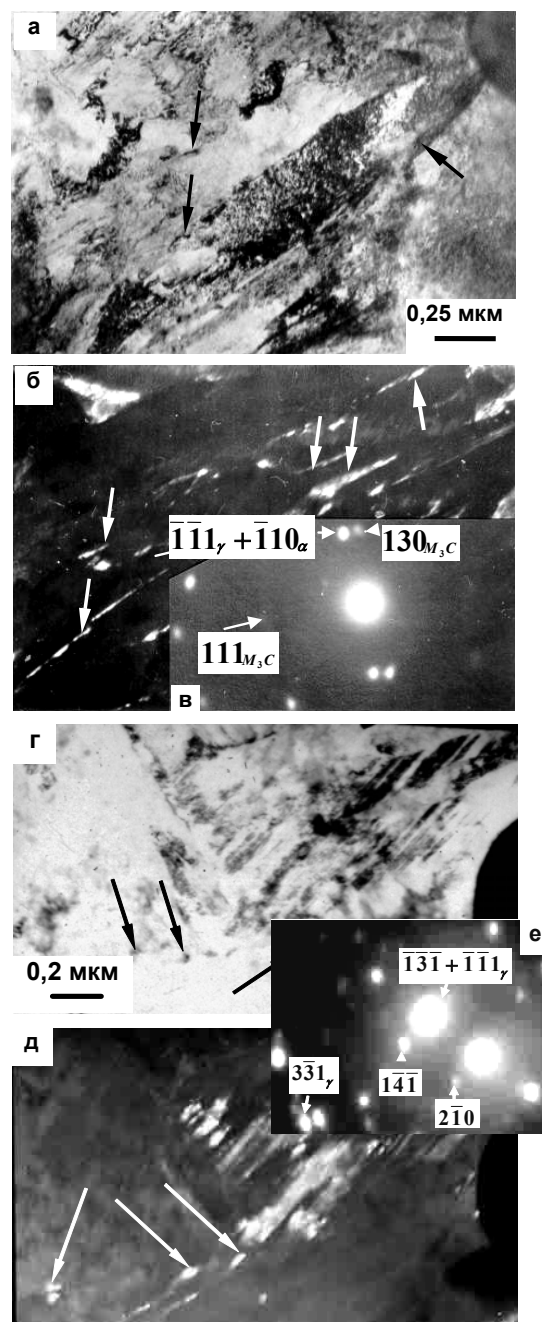


Рисунок 5 – Электронно-микроскопические изображения частиц карбида типа M_3C (а-в) и VC_{1-x} , присутствующих в структуре: а,г – светлопольные изображения; б,д – темнопольные изображения, полученные в рефлекс $([\bar{1}\bar{1}1]_\gamma + [\bar{1}10]_\alpha + [130]_{M_3C})$ и $([\bar{1}\bar{1}1]_\gamma + [\bar{1}\bar{3}\bar{1}]_{VC_{1-x}})$, соответственно; в,е – микроэлектронограммы участков (а) и (г). На (а) и (г) черными стрелками, на (б) и (д) белыми указаны частицы карбида M_3C и VC_{1-x} ; на микроэлектронограммах (в) и (е) стрелками отмечено положение соответствующих рефлексов

творимы атомы титана, циркония, тантала и ниобия [14]. Частицы M_3C формируются при термической обработке стали за счет тепла, сохранившегося в материале. Частицы этого карбида располагаются вдоль границ кристаллов мартенсита (рисунок 5а-в) и имеют форму тонких прослоек толщиной ~ 15 нм. Объемная доля легированного цементита – не более 1%.

Кроме этих карбидов в стали присутствуют в небольших количествах вторичные карбиды – карбиды ванадия VC_{1-x} в основном в разупорядоченном состоянии, а иногда и в упорядоченном. В последних случаях указывался тип карбида по его составу, например, V_8C_7 . В неупорядоченном состоянии карбид VC_{1-x} обладает ГЦК кристаллической решеткой A1 [15]. Упорядочение приводит к решетке B1 (простая кубическая кристаллическая решетка [15]).

Как правило, частицы карбидов VC_{1-x} располагаются в структуре мартенситной фазы (рисунок 5г-е). Последнее указывает, что карбид на основе ванадия сформировался в стали в процессе отжига при температурах, превышающих Ac_1 .

Выводы

Таким образом, в работе установлено следующее:

1. Сталь Р6М5 в исходном состоянии является поликристаллическим агрегатом, имеющим сложный фазовый состав.
2. В стали Р6М5 имеет место несколько состояний α -фазы, обусловленные диаграммой превращения:
 - 1) зернистый феррит – α -фаза, образующаяся в результате высокотемпературного $\gamma \rightarrow \alpha$ диффузионного превращения;
 - 2) зернистый бейнит, образующаяся в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ промежуточного превращения (в отдельных случаях зернистый бейнит бывает безкарбидным зернистым бейнитом);
 - 3) мартенсит пластинчатый, область $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения которого лежит ниже M_n ;
 - 4) мартенсит пакетный, температура превращения которого лежит ниже пластинчатого мартенсита;
 - 5) δ -феррит, который образуется выше температуры γ -области.

3. Наряду с α -фазой в состав стали входит δ -феррит, остаточный аустенит (γ -фаза) и частицы карбидной фазы различного химического состава.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Самсонов Г.В., Виницкий И.М. Тугоплавкие соединения. – М.: Металлургия, 1976. – 560 с.
2. Гуляев А.П. металловедение. – М.: Металлургия, 1977. – 647 с.
3. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1983. – 527 с.
4. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
5. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
6. Пикеринг Ф.Б. Физическое материаловедение и разработка сталей. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
7. Иванов Ю.Ф. Влияние технологических параметров на размерную однородность пакетного мартенсита // ФММ. – 1992. – №9. – С.57-63.
8. Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. Электронно-микроскопический анализ мартенситной фазы стали 38ХНЗМФА // Известия вузов. Черная металлургия. – 1991. – №8. – С.38-41.
9. Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. Структура термически обработанной стали. – М.: Металлургия, 1994. – 288 с.
10. Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов / Под ред. А.М. Паршина, П.А. Платонова. – Санкт-Петербург: Политехника, 1997. – 312 с.
11. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионно-стойких сталей и сплавов. – Челябинск: Металлургия, 1988. – 656 с.
12. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физика субструктурного упрочнения // Вестник ТГАСУ. – 1999. – №1. – С.21-35.
13. В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин и др. Физика и механика волочения и объемной штамповки. – М.: Недра, 1997. – 293 с.
14. Гольдшмидт Х.Дж. Сплавы внедрения. Т.1. – М.: Мир, 1971. – 424 с.
15. Самсонов Г.В., Упадхья Г.Ш., Нешпор В.С. Физическое материаловедение карбидов. – Киев: Наукова думка, 1974. – 455 с.