

## **ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ Р6АМ5 ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА**

**Горбатенко В.П., Марчук С.И., Горбатенко В.В., Ткаченко И.В.**  
(ГВУЗ «Донецкий национальный технический университет», г. Донецк)

*Обсуждаются особенности структурообразования и изменения свойств быстрорежущей стали при повторной упрочняющей термической обработке в зависимости от ее параметров и исходного состояния сплава.*

Изготовление нового инструмента из уже отработавшего свой срок с исключением операции переплава представляется эффективным направлением ресурсосбережения при использовании таких дорогих сплавов, как быстрорежущие стали. Однако, при этом исходную заготовку, находящуюся в высокопрочном состоянии, необходимо подвергнуть разупрочняющей предварительной термической обработке. Наиболее распространенными видами предварительной термической обработки заготовок из быстрорежущих сталей при их первичном использовании являются изотермический отжиг и отжиг с непрерывным медленным охлаждением, нагрев при которых проводят до 850...880°C. В ряде случаев вместо отжига представляется возможным выполнение отпуска при температурах 680...800°C [1]. В то же время отсутствуют данные по обработке таких сталей с целью их повторного использования. Исследования в этом направлении представляют как научный, так и практический интерес, поскольку следует ожидать заметного влияния исходной структуры стали на процессы структурообразования при последующей обработке. Так, в работе [2] высказывалось предположение о том, что структурное состояние стали Р6М5 может зависеть от всей предистории ее изготовления. В частности, структура и свойства быстрорежущих сталей, в том числе и их теплостойкость, могут зависеть не только от параметров нагрева по закалку и режимов отпуска, но и от скорости охлаждения при закалке [1, 3, 4].

Целью работы является изучение влияния условий предварительной термической обработки на структуру и свойства быстрорежущей стали после окончательной термической обработки по различным режимам.

Исследования были выполнены на стали Р6АМ5 марочного состава. Образцы для исследований были вырезаны из протяжки для обработки внутренних шлицев. Первичная структура стали (мартенсит отпуска + 1...2% остаточного аустенита + избыточная карбидная фаза) соответство-

вала таковой после типичной термической обработки такого инструмента - закалки и 3-кратного отпуска при  $560 \pm 10^\circ\text{C}$ . Исходная твердость стали – HRC  $63 \pm 0,5$ .

В качестве дополнительной предварительной обработки, необходимой для разупрочнения используемой повторно стали перед механической обработкой, были реализованы:

- а) отпуск при  $700^\circ\text{C}$ , 1 час, с обеспечением твердости HRC  $23 \pm 0,7$ ;
- б) отпуск при  $750^\circ\text{C}$ , 1 час, с обеспечением твердости HRC  $21 \pm 0,4$ ;
- в) отжиг при  $850^\circ\text{C}$  (выдержка 0,5 ч, охлаждение с печью), при котором нагрев осуществляли выше критической точки  $A_{c1}$  ( $820^\circ\text{C}$ ), с обеспечением твердости HRC  $20 \pm 0,5$ .

Из приведенных выше данных следует, что необходимая для последующей механической обработки относительно невысокая твердость стали обеспечивается в результате выполнения всех дополнительных предварительных обработок.

Образцы из стали с первичной структурой и после указанных режимов дополнительной предварительной обработки нагревали под закалку до различных температур ( $1000, 1100, 1200^\circ\text{C}$ , выдержка 15 мин.), охлаждали при закалке в масле и подвергали одно- и двукратному отпуску при  $560 \pm 10^\circ\text{C}$  с выдержкой 1 час и охлаждением на воздухе. Изучали изменения структуры и твердости стали, а также состава карбидной фазы в зависимости от параметров обработки. Качественное изменение состава карбидной фазы оценивали по наличию соответствующих интерференционных максимумов на дифрактограммах, полученных с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3. Изменение количества карбидов разного типа после сравниваемых вариантов обработки оценивали по величине отношения интенсивности наиболее сильной дифракционной  $\alpha$ -линии соответствующей фазы к линии  $(100)_\alpha$  для  $\alpha$ -фазы (мартенсита или феррита).

Результаты рентгеноструктурного фазового анализа свидетельствуют о том, что независимо от режима предварительной термической обработки в исходном состоянии в стали присутствуют карбиды типа  $\text{Me}_6\text{C}$  ( $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ ), т.н. карбид быстрорежущей стали,  $\text{MeC}$  ( $\text{VC}$ ) и  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ , что подтверждает результаты многих исследований. Преобладающим по содержанию является карбид типа  $\text{Me}_6\text{C}$  (таблица 1). Эти же карбиды присутствуют и в закаленной стали. При этом с повышением температуры дополнительного отпуска доля карбидов в структуре, судя по относительной интенсивности наиболее сильных дифракционных линий, незначительно повышается. Более заметным является увеличение доли соответствующих специальных карбидов в результате дополнительного отжига при  $850^\circ\text{C}$  (таблица 1).

Таблица 1 – Относительная интенсивность дифракционных линий карбидов в стали в зависимости от режима предварительной обработки

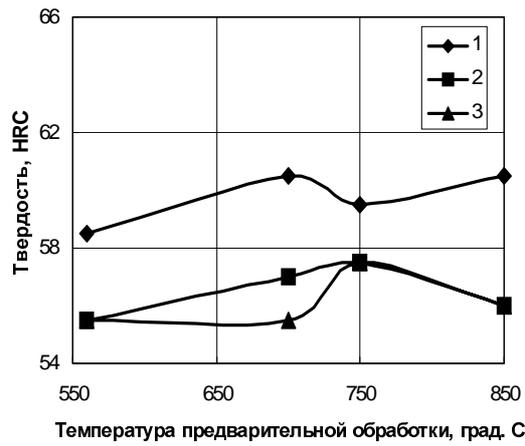
Режим дополнительной термической обработки	$I(511) \text{ Me}_6\text{C}$	$I(111) \text{ MeC}$	$I(422) \text{ Me}_{23}\text{C}_6$
	$I(110) \alpha$	$I(110) \alpha$	$I(110) \alpha$
Без обработки	0,10	0,01	0,02
Отпуск, 700°C	0,28	0,01	0,02
Отпуск, 750°C	0,29	0,02	0,03
Отжиг, 850°C	0,33	0,03	0,04

Изменение доли карбидов, их морфологии и размеров под влиянием предварительной термической обработки должно проявиться и в процессе последующей упрочняющей термической обработки. Это подтверждается приведенными на рисунке 1 данными о характере изменения твердости стали от параметров ее предварительной и окончательной термической обработки.

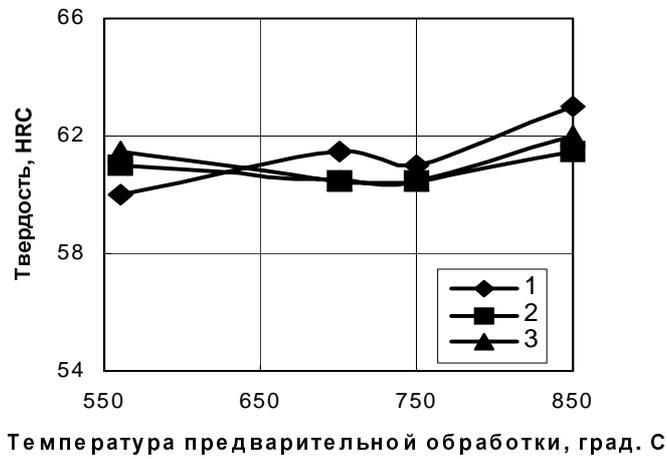
Закалка с нагревом до 1000°C обеспечивает относительно невысокий уровень твердости стали – HRC 58,5...60,5 с тенденцией к его повышению с увеличением температуры предварительной дополнительной термической обработки (рисунок 1, а). Последующий отпуск вызывает заметное разупрочнение стали, что свидетельствует об отсутствии эффекта вторичной твердости при отпуске. Однако, следует отметить тенденцию к повышению твердости стали при отпуске с увеличением температуры предварительного дополнительного отпуска до 750°C (рисунок 1, а, кривые 2, 3).

Более высокий уровень твердости в закаленном состоянии обеспечивался в результате закалки с нагревом до 1100°C (рисунок 1, б). При этом характер зависимости твердости закаленной стали от температуры предварительной термической обработки оказывается аналогичным таковому в случае закалки от 1000°C: проявляется тенденция к упрочнению с повышением этой температуры. Однако, в этом случае поведение стали при отпуске не столь однозначно, как в случае закалки от более низкой температуры. Так, упрочнение в результате отпуска после закалки от 1100°C наблюдали в случае нагрева образцов, не подвергавшихся дополнительной предварительной обработке, а также образцов, подвергавшихся дополнительному отпуску при 750°C, причем, во втором случае эффект упрочнения был заметно меньшим (рисунок 1, б).

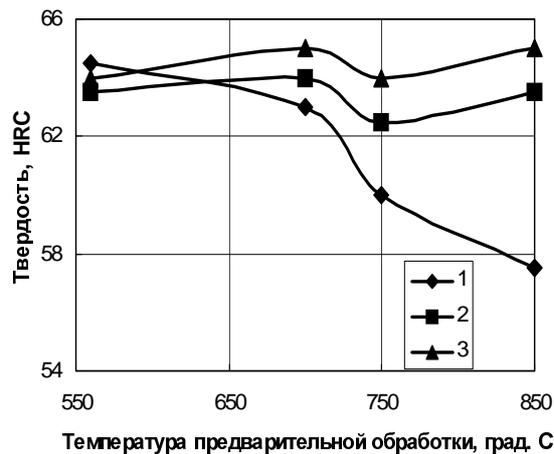
Повышение температуры нагрева под закалку до 1200°C привело к изменению характера влияния условий предварительной обработки и окончательного отпуска закаленной стали (рисунок 1, в). После закалки наблюдали снижение твердости стали с повышением температуры предварительной обработки (кривая 1 на рис. 1, в). Отпуск закаленной стали,



а



б

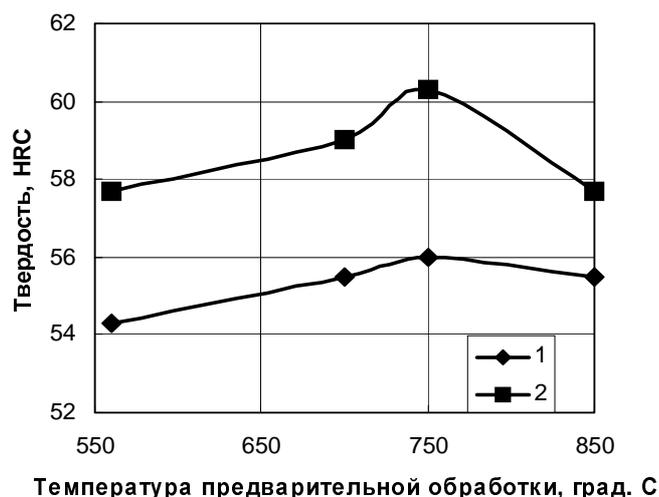


в

Рисунок 1 – Влияние условий предварительной термической обработки на твердость стали Р6АМ5 после закалки с нагревом до 1000°C

(а), 1100°C (б) и 1200°C (в) непосредственно в закаленном состоянии (1) и после однократного (2) и двукратного (3) отпуска при 560°C не подвергавшейся предварительно дополнительной термической обработке, не вызывал ее упрочнения, хотя уровень твердости оставался весьма высоким (HRC 63,5...64,5). Сталь после дополнительной предварительной термической обработки упрочняется в результате последующих как однократного, так и двукратного отпуска. При этом эффект упрочнения при первом отпуске возрастает с увеличением температуры предварительной обработки (рисунок 1, в). Наиболее высокий уровень твердости стали после закалки и двукратного отпуска (HRC 65±0,5) был обеспечен после предварительных отпуска при 700°C и отжига при 850°C.

Учитывая, что инструмент из быстрорежущих сталей предназначен для работы в условиях разогрева режущей кромки до высоких температур, изучали эффект разупрочнения при дополнительном нагреве до 620±10°C стали после закалки и двукратного отпуска в зависимости от условий предварительной термической обработки (рисунок 2).



**Рисунок 2** – Влияние условий предварительной термической обработки на твердость стали Р6АМ5 после закалки от 1100°C (1) и 1200°C (2), двукратного отпуска при 560°C и дополнительного нагрева до 620±10°C с выдержкой длительностью 2 часа

Анализ полученных данных позволяет сделать вывод о том, что реализация отпуска в качестве дополнительной предварительной обработки при повторном использовании стали Р6АМ5 является более предпочтительной в сравнении с предварительным отжигом, поскольку обеспечивает повышение показателей теплостойкости инструмента. При этом повышение температуры такого отпуска способствует существенному повышению

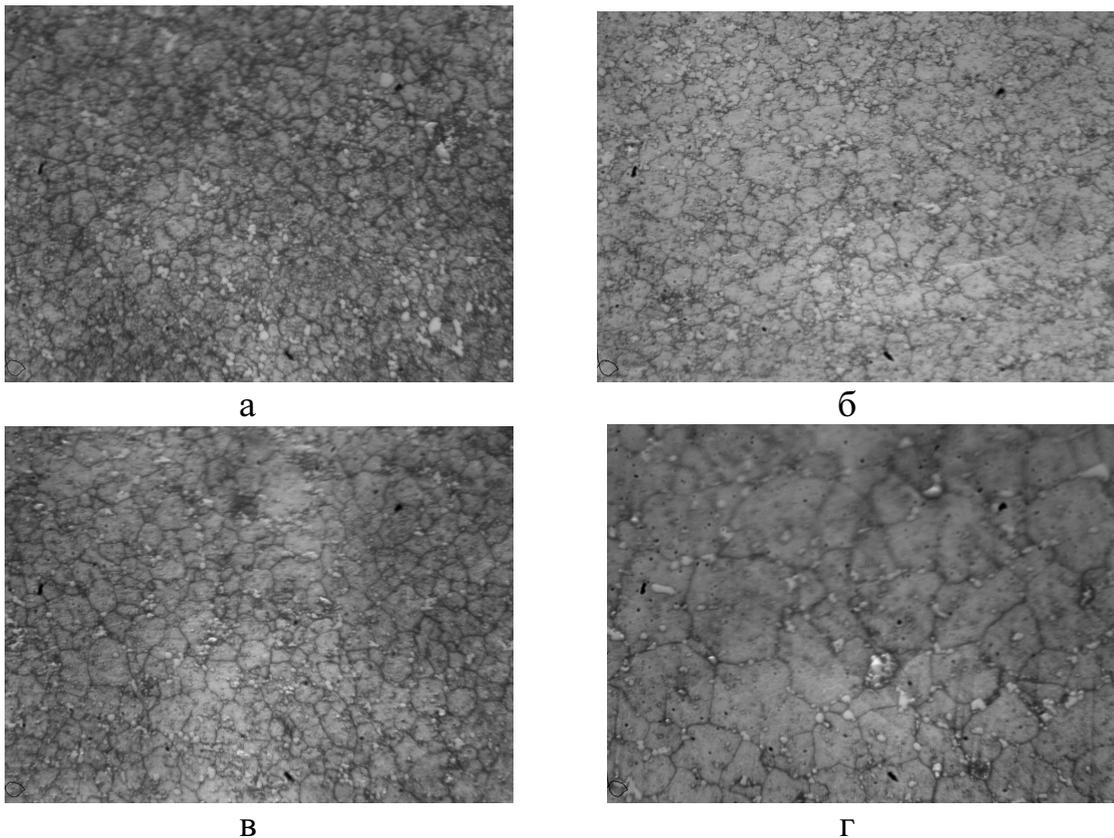
твердости стали после нагрева до повышенных температур после закалки как от 1200°C, так и от 1100°C (рисунок 2).

Кажущееся противоречие между обсуждаемыми выше фактами получения в результате закалки и отпуска после предварительного дополнительного отпуска при 750°C несколько более низкой исходной твердости и в то же время заметно более высоких ее значений после нагрева до повышенных температур в сравнении с таковыми после предварительного отжига может быть устранено в результате совместного анализа приведенных выше результатов измерения твердости (рисунки 1, 2), данных рентгеноструктурного фазового анализа закаленных образцов (таблица 2) и микроструктуры стали (рисунок 3). Как известно, твердость закаленной быстрорежущей стали, как, впрочем, и любой другой высокоуглеродистой стали, легированной достаточно большим количеством карбидообразующих элементов, определяется прежде всего соотношением мартенсита и остаточного аустенита в структуре, а также долей, размером, типом и распределением избыточной карбидной фазы. Повышение степени легированности аустенита за счет более полного растворения в нем карбидов при нагреве и выдержке будет способствовать сохранению его в большем количестве после закалки и снижению твердости закаленной стали.

Таблица 2 – Относительная интенсивность (I) дифракционных линий карбидов в стали Р6АМ5 в зависимости от режима предварительной термической обработки и температуры нагрева под закалку

Температура нагрева под закалку, °C	Режим дополнительной предварительной обработки	I (511) Me <sub>6</sub> C	I (111) MeC	I (422) Me <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
		I (110) α	I (110) α	I (110) α
1100	Без обработки	0,10	0,01	0,03
	Отпуск, 700°C	0,24	0,02	0,01
	Отпуск, 750°C	0,18	0,01	0,01
	Отжиг, 850°C	0,28	0,01	0,02
1200	Без обработки	0,11	0,02	0,01
	Отпуск, 700°C	0,12	0,01	0,01
	Отпуск, 750°C	0,06	0,01	0,01
	Отжиг, 850°C	0,08	0	0

Следует учитывать также, что измельчение частиц специальных карбидов должно способствовать ускорению их растворения в аустените при нагреве. Кроме того, состав исходной α-фазы, определяемый степенью завершенности процессов выделения из нее легирующих элементов и углерода при предшествующей термической обработке, также должен оказывать существенное влияние на степень легированности аустенита, образующегося при нагреве под закалку.



**Рисунок 3** – Микроструктура сталі Р6АМ5 після закалки от 1200°С без додаткової обробки (а), після попереднього відпуску при 700°С (б), відпуску при 750°С (в) и отжига при 850°С (г): x1000

В зв'язи з изложенным выше получение минимальной твердости стали после закалки от 1000 и 1100 °С в случае отсутствия дополнительной предварительной обработки можно объяснить образованием аустенита высокой степени легирования непосредственно из высоколегированной  $\alpha$ -фазы. Из сравнения данных таблиц 1, 2 следует, что для такого исходного состояния (без дополнительной предварительной обработки) количество и состав карбидной фазы мало изменяются с повышением температуры нагрева под закалку. Следует учитывать, что определяющее влияние на свойства закаленной стали должен оказывать карбид типа  $Me_6C$ , доля которого в структуре во много раз превосходит долю карбидов типа  $MeC$  и  $Me_{23}C_6$ , относительная интенсивность дифракционных линий которых составляла 0,01...0,02 и 0,01...0,03 соответственно (таблица 2).

Нагрев до 1100°С предварительно отожженной стали, а также стали после предварительного отпуску при 700°С приводит к относительно небольшому снижению доли карбида типа  $Me_6C$  в сравнении с исходным состоянием, что и является, очевидно, основной причиной получения соответствующих пиков твердости на кривых (рисунок 1). Более заметен эф-

факт растворения этого карбида в случае предварительного дополнительного отпуска при 750°C (таблица 2), что обеспечивает снижение твердости закаленной стали в сравнении с другими обработками, а также некоторое проявление эффекта вторичной твердости при отпуске (рисунок 1, а, б).

Нагрев под закалку до 1200°C интенсифицирует процессы растворения избыточных карбидов в аустените, доля которых в структуре стали наиболее существенно снижается в случае реализации в качестве дополнительной предварительной обработки отпуска при 750°C и отжига при 850°C (таблица 2). Это является основной причиной снижения твердости стали после закалки и усиления проявления эффекта вторичной твердости при отпуске с повышением температуры предварительной дополнительной термической обработки (рисунок 2). Однако, в случае предварительного дополнительного отжига в стали при нагреве под закалку сохраняются только относительно крупные избыточные карбиды (рисунок 3, г), не способные выступать в качестве эффективных барьеров для миграции зеренных границ. Следствием этого является наблюдаемое существенное укрупнение исходного аустенитного зерна и вызванное этим огрубление структуры мартенсита. Указанные структурные факторы могут быть основной причиной снижения теплостойкости стали Р6АМ5 после такой предварительной обработки. В то же время дополнительный предварительный отпуск стали (прежде всего, отпуск при температуре 750°C) обеспечивает сохранение при нагреве под закалку более мелких в сравнении с предварительным отжигом избыточных карбидов (рисунок 3, б, в). Такие частицы сдерживают рост зерна аустенита при высокой температуре и способствуют получению дисперсной структуры после закалки и отпуска. Такая структура обеспечивает сохранение повышенной твердости стали при достаточно длительной выдержке при повышенных температурах.

Таким образом, установлено, что в случае повторного использования быстрорежущих сталей условия дополнительной термической обработки оказывают существенное влияние на структуру и свойства материала после закалки от различных температур и последующего отпуска в связи с изменением условий растворения избыточных специальных карбидов при нагреве под закалку. При температурах нагрева под закалку до 1100°C проявляется тенденция к повышению твердости закаленной стали с увеличением температуры предварительной обработки. При этом эффект упрочнения при последующем одно- и двукратном отпуске при 560°C не проявляется либо выражен слабо. При высокотемпературном (1200°C) нагреве в связи с интенсификацией растворения избыточных карбидов наблюдается снижение твердости закаленной стали и усиление эффекта упрочнения при последующем отпуске с повышением температуры предварительной термической обработки. Дополнительный предварительный отжиг при 850°C, обеспечивая получение высокой твердости после закалки и двукратного

отпуска при 560°C, вызывает существенное увеличение размера исходного зерна аустенита закаленной стали из-за чрезмерного укрупнения избыточных карбидов и не обеспечивает достаточной теплостойкости стали Р6АМ5. Предпочтительным режимом дополнительной предварительной термической обработки является отпуск при 700...750°C, обеспечивающий получение в результате закалки и последующего двукратного отпуска дисперсной структуры и высокой твердости даже после дополнительного нагрева до 620°C.

#### Литература

1. Гуляев А.П. *Свойства и термическая обработка быстрорежущей стали.* - М.: Машигиз, 1979.-153 с.
2. *Пластичность инструментальных сталей в зависимости от условий нагрева при деформации / Н.В. Пасечник, А.В. Сунов, А.Г. Рахитадт и др.*//*МиТОМ.*- 2003.-№ 9.- С.31-35.
3. Чаус А.С., Рудницкий Ф.И. *Структура и свойства быстрорежущей стали Р6М5*//*МиТОМ.*- 2003.- № 12.-С.3-7.
4. Муравьев В.И., Чернобай С.П. *Влияние бесступенчатой и изотермической закалок на стойкость инструмента из быстрорежущих сталей* //*МиТОМ.*- 2003.- № 5.-С.8-10.

**© Горбатенко В.П., Марчук С.И., Горбатенко В.В.,  
Ткаченко И.В. 2008**