

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛИТЫХ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ ХРОМОВАНАДИЕВЫХ СПЛАВОВ, ОБРАБОТАННЫХ НА ВТОРИЧНУЮ ТВЕРДОСТЬ

Ю.Д. Корягин, Демеке Нигусе Тадеге

Имеющиеся в литературе данные о явлении вторичной закалки в хромованадиевых сплавах весьма немногочисленны и касаются, в основном, изучения твердости и износостойкости [1,2 и др.].

В связи с этим представлялось целесообразным более детальное изучение процессов формирования структуры и свойств хромованадиевых сплавов при обработке на вторичную твердость, а также исследование теплостойкости и износостойкости.

В настоящей работе приведены результаты исследования хромованадиевых сплавов, содержащих 2,5...3,5 % углерода, 14...20 % хрома и 3 % ванадия, подвергнутых обработке на вторичную твердость. На рис. 1 представлено изменение твердости ряда сплавов в зависимости от температуры отпуска. Анализ кривых зависимости твердости от температур отпуска показывает, что повышение содержания углерода с 2,5 до 3,5% при постоянной концентрации хрома и ванадия ведет к уменьшению твердости закаленных от высоких температур (И50...1200°С) и неотпущенных сплавов, что объясняется увеличением количества остаточного аустенита. Повышение содержания углерода, кроме того, несколько снижает температуру высокого отпуска, при которой достигается наибольшая твердость, что, вероятно, объясняется более ранним выделением карбидов.

Увеличение содержания хрома от 14 до 20% (при постоянной концентрации углерода и ванадия) повышает твердость закаленных и неотпущенных сплавов, а также температуру отпуска, при которой твердость сплавов остается выше HRC₃, 60 (рис. 1, а).

Хром, как известно [3, 4 и др.], тормозит процесс отпуска, что обусловлено его повышенным сродством к углероду в твердом растворе и образованием специальных карбидов, задерживающих снижение твердости при высоких температурах отпуска (выше 450 °С).

Как видно из рис. 1, в случае закалки хромованадиевых сплавов от высоких температур (1150°С и выше) при отпуске обнаруживается не только высокая устойчивость против снижения твердости, но и ее подъем в области температур 450...560°С. Наблюдаемое при этом увеличение твердости связано как с выделением мелкодисперсионных карбидов при температурах отпуска из γ и α фаз, так и с превращением при охлаждении остаточного аустенита в мартенсит [1, 2]. О разви-

тии процессов старения можно судить по изменению параметра решетки γ -фазы, который заметно уменьшается в области температур отпуска 450...560°С (рис. 2).

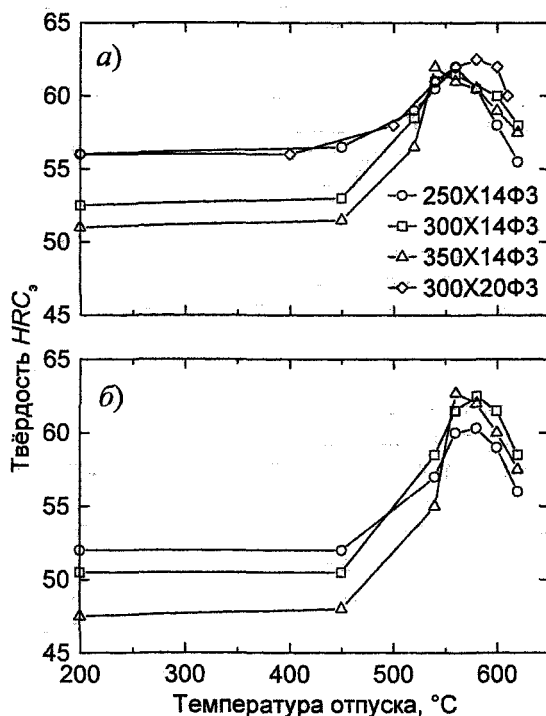


Рис. 1. Влияние температуры отпуска на твердость хромованадиевых сплавов, закаленных от 1150 (а) и 1200 °С (б)

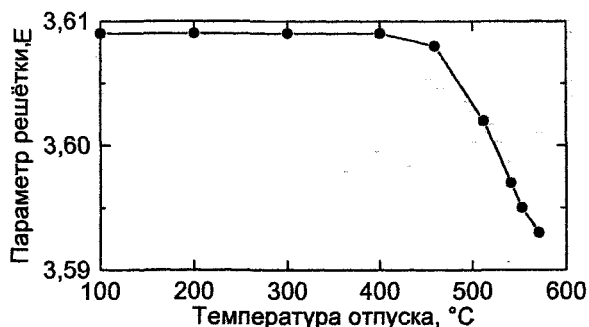


Рис. 2. Изменение параметра решетки остаточного аустенита сплава 300X20Ф3, закаленного от 1150°С, при отпуске

Отметим, что оптимум температуры отпуска при обработке сплавов на вторичную твердость определяется рядом факторов: заниженная температура отпуска не обеспечивает достаточно интен-

сивного развития процессов карбидообразования, аустенит в недостаточной мере обедняется углеродом и легирующими элементами, процесс дестабилизации аустенита протекает неполно. Вследствие этого при охлаждении не только до комнатной, но и до отрицательной температуры не реализуется мартенситное превращение в достаточной степени. С другой стороны, значительное повышение температуры отпуска не только ускоряет процесс коагуляции карбидной фазы, выделяющейся как из мартенсита, так и из остаточного аустенита, но и может привести к диффузионному распаду последнего. При этом в случае существенного развития диффузионного распада аустенита явление вторичной закалки может не проявиться в полной мере.

Анализ результатов измерений твердости отпущенных образцов показали, что нижняя граница температур отпуска сплава может быть принята равной 500...520 °С. Для определения верхней границы отпуска были проведены эксперименты по оценке устойчивости остаточного аустенита в интервале температур от 200 до 650 °С. Установлено, что температура отпуска для сплава 300X20Ф3 при обработке на вторичную твердость не должна превышать 560 °С. Для сплава 300X14Ф3 верхней границей отпуска является температура 550 °С, при которой по истечении часовой выдержки наблюдаются начальные стадии распада остаточного аустенита на феррито-карбидную структуру (2...5 %).

Рассмотрим более подробно процессы происходящие при отпуске хромованадиевых сплавов, предварительно аустенитизированных при температуре 1150 °С. Изменение намагниченности (количества α -фазы) сплава 300X14Ф3 в процессе часовых отпусков при температурах 540...560 °С показано на рис. 3.

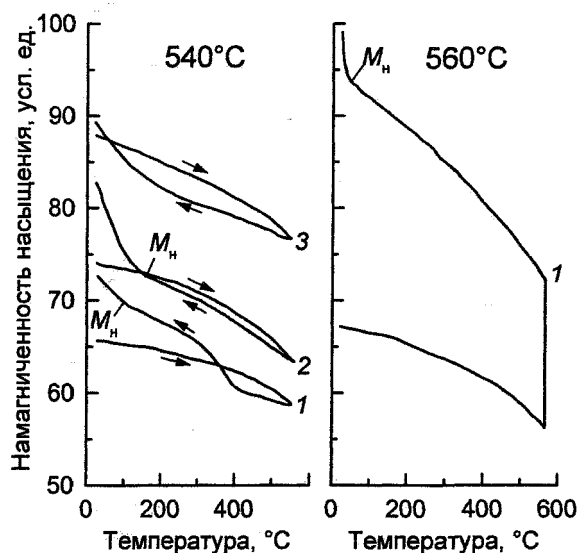


Рис. 3. Изменение намагниченности насыщения сплава 300X14Ф3, закаленного от 1150 °С, при нагреве до температуры отпуска, часовой выдержке и охлаждении. Цифры у кривых – порядковый номер отпуска

Как видно из рис. 3, при нагреве закаленного сплава 300X14Ф3 до температуры отпуска 540 °С и часовой изотермической выдержке при этой температуре остаточный аустенит не распадается на феррито-карбидную структуру. При охлаждении образцов от температур отпуска наблюдается мартенситное превращение. При первом отпуске у- α превращение начинается при температуре 90... 100 °С. При втором отпуске мартенситное превращение начинается уже при более высокой температуре (170...180 °С) и протекает более интенсивно. Отпуск при 560 °С сопровождается частичным распадом аустенита на феррито-карбидную структуру, а оставшаяся часть аустенита претерпевает мартенситное превращение при охлаждении от температуры отпуска. Дилатометрические исследования служат дополнительным подтверждением вышеизложенного.

Анализ магнитометрических и дилатометрических кривых охлаждения образцов от температур отпуска позволил выявить важную особенность, характерную для исследованных сплавов, – наличие промежуточного превращения остаточного аустенита, которое предшествует мартенситному $\gamma \rightarrow \alpha$ переходу и реализуется при в температурном интервале 370...250 °С при охлаждении от температуры отпуска 530...550 °С.

Полученные результаты позволили достаточно точно определить верхнюю границу температуры отпуска сплавов, при которых диффузионный распад аустенита не протекает или успевает получить минимальное развитие, но при этом обеспечивается наиболее полный эффект вторичной закалки. Такой температурой отпуска является температура 540...550 °С для сплава 300X14Ф3 и 550...560 °С – для сплава 300X20Ф3.

Известно [5], что максимальная твердость быстрорежущей стали достигается обработкой на вторичную твердость, включающей несколько отпусков, обеспечивающих наиболее полное превращение остаточного аустенита. Представлялось важным исследовать влияние температуры и количества отпусков на твердость хромованадиевых сплавов.

Результаты опытов, в которых варьировались температура закалки, отпуска и число отпусков, показывают, что твердость хромованадиевых сплавов в зависимости от числа отпусков меняется, в основном, по кривым с максимумом. Чем ниже температура отпуска или чем выше температура закалки, тем больше число отпусков необходимо для получения наибольшей твердости. Повышение температуры закалки до 1200 °С смещает максимум твердости в сторону большего числа отпусков (рис. 4).

Следует отметить, что после закалки на максимальную твердость от температуры 950...1050 °С и низкого отпуска твердость хромованадиевых сплавов оказывается более высокой, чем после обработки на вторичную твердость (табл. 1). Од-

нако обработкой на вторичную твердость преследуется более важная цель - повышение теплостойкости сплавов.

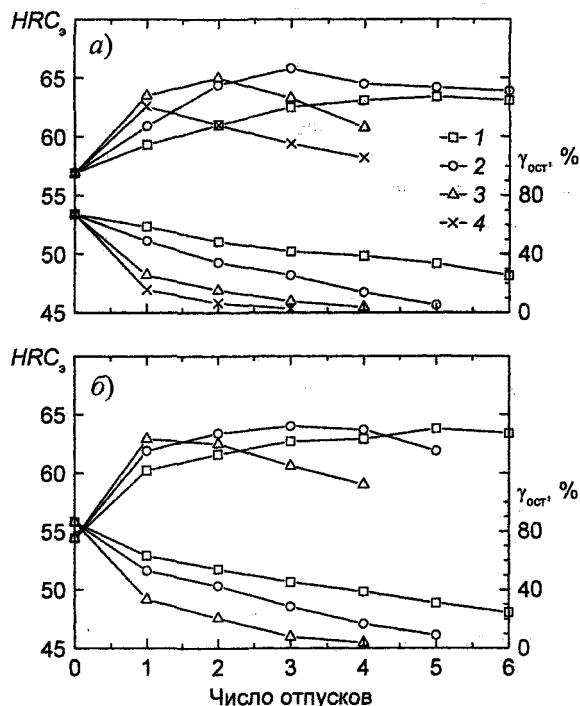


Рис. 4. Влияние числа и температуры отпусков на твердость и количество остаточного аустенита в сплаве 300X20Φ3, закаленном от 1150 (а) и 1200°C (б). Температуры отпуска: 1 - 520; 2 - 540; 3 - 560; 4 - 580 °C

Как видно из табл. 1, аустенитизацию сплавов при обработке на вторичную твердость следует осуществлять при температуре 1150 °C, которая является достаточной для растворения карбидных фаз, включая и карбиды ванадия [6]. В то же время стабильность аустенита сплавов, аустенитизированных от данной температуры, существенно меньше стабильности аустенита сплавов, закаленных от 1200 °C, что создает предпосылки для получения в них высокотвердой мартенситной матрицы путем проведения двух-трехкратного отпуска при температурах 540...560 °C.

Таблица 1
Твердость хромованадиевых сплавов после обработки на максимальную и вторичную твердость

Марка сплава	Твердость, HRC ₂	
	Закалка на максимальную твердость	Обработка на вторичную твердость*
250X14Φ3	66,0	64,0 / 64,0
300X14Φ3	68,0	65,5 / 65,0
350X14Φ3	68,5	64,5 / 64,5
300X20Φ3	67,5	65,5 / 64,0
350X20Φ3	66,5	64,0 / 63,0

* В числителе - после аустенитизации при 1150 °C, в знаменателе - после аустенитизации при 1200 °C.

В хромованадиевых сплавах после обработки на вторичную твердость изучались структура и фазовый состав. Наиболее подробно исследовались сплавы 300X14Φ3 и 300X20Φ3, имеющие состав, близкий к эвтектическому, и обладающие высокой твердостью после обработки на вторичную твердость. Установлено, что хром и ванадий сосредоточены, в основном, в карбидной фазе. Анализ карбидных осадков показал, что содержание легирующих элементов в карбидной фазе определяется режимом термической обработки сплава. Показано, что содержание хрома в карбидной фазе сплавов 300X14Φ3 и 300X20Φ3, закаленных от 1150 °C, уменьшается по сравнению с концентрацией хрома в карбидной фазе сплавов, обработанных на максимальную твердость от 10,8 до 7,4 % и от 13,8 до 12,2 % соответственно. Двухкратный отпуск при температурах 530...550 °C сопровождается перераспределением хрома, между карбидной фазой и матрицей. Содержание хрома в карбидной фазе возрастает и достигает для сплава 300X14Φ3 - 9,2 %, а для сплава 300X20Φ3 - 13,5 %.

Рентгенограммы с карбидных осадков сплавов 300X14Φ3 и 300X20Φ3, обработанных на вторичную твердость, убедительно доказывают, что преобладающей карбидной фазой являются карбиды типа M_7C_3 . Вместе с тем на рентгенограммах присутствуют также линии, принадлежащие карбидам типа $M_{23}C_6$, которые отсутствовали на рентгенограммах данных сплавов, обработанных на максимальную твердость. Образование карбида $M_{23}C_6$, вероятно, происходит при высокотемпературном отпуске в процессе обогащения хромом вторичных карбидов M_7C_3 . Образование же вторичных карбидов M_7C_3 возможно как в результате карбидного превращения $M_3C \rightarrow M_7C_3$, так и из нерастворившихся при нагреве под закалку карбидов, являющихся центрами зарождения карбидной фазы при отпуске. Кроме того, такими центрами могли быть и области с высокими содержаниями хрома и углерода, которые остались на месте растворившихся при аустенитизации карбидов M_7C_3 . Наличие карбидов в структуре сплавов подтверждается электронномикроскопическими исследованиями.

На сплавах, обработанных на вторичную твердость, была оценена теплостойкость согласно ГОСТ 19265-73. Для определения теплостойкости сплавы подвергали четырехчасовому отпуску при температурах 540, 560, 580°C, охлаждали и измеряли твердость. Одновременно для сравнения отпускали образцы из сталей P18 и X12Φ1, предварительно обработанные на вторичную твердость, а также ряд сплавов, закаленных на максимальную твердость (табл. 2).

Анализ результатов свидетельствует, что теплостойкость исследованных сплавов, обработанных на вторичную твердость, в основном, составляет 560...580 °C и значительно превосходит теплостойкость данных сплавов, закаленных на максимальную твердость, а также теплостойкость стали X12Φ1.

Износостойкость хромованадиевых сплавов с 14 и 20 % хрома изучалась в условиях износа закреплёнными абразивными частицами и монолитным абразивом. Результаты испытаний представлены в табл. 3, где для сравнения приведены данные для стали P18 и твёрдого сплава BK8.

Таблица 2

Твёрдость HRC₃ термообработанных хромованадиевых сплавов и после дополнительного четырёхчасового отпуска

Сплав	После закалки	После отпуска при температурах		
		540°C	560°C	580°C
250X14Ф3	63,5	62,5	59,5	57,5
300X14Ф3	65,0	63,5	61,5	59,5
350X14Ф3	63,5	62,5	61,0	57,5
300X20Ф3	64,5	63,5	62,0	58,5
X12Ф1	62,5	58,0	55,5	51,0
P18	64,5	64,5	63,0	61,5
300X14Ф3*	67,5	55,5	54,0	49,0
300X20Ф3*	67,0	56,0	54,5	50,0

* Образцы обработаны на максимальную твердость.

Таблица 3

Износостойкость (К) хромованадиевых сплавов, закаленных на вторичную твердость

Марка сплава	HRC ₃	Относительная износостойкость, К	
		Износ монолитным абразивом	Износ закреплёнными абразивными частицами
250X14Ф3	64,0	2,87	2,55
300X14Ф3	65,5	3,32	3,05
350X14Ф3	65,0	3,36	3,00
250X20Ф3	64,0	2,90	2,70
300X20Ф3	65,0	3,44	3,15
350X20Ф3	64,5	3,41	3,02
P18	64,5	2,69	2,58
BK8		4,41	4,52

Приведенные выше результаты показывают, что в исследованных хромованадиевых сплавах, закаленных от повышенных температур, наблюдается эффект вторичной закалки после отпуска при температурах 450-580 °С, обусловленный дисперсионным твердением и мартенситным превращением остаточного аустенита. Явление вторичной закалки обеспечивает исследованным сплавам повышенную теплостойкость, а также достаточно высокую износостойкость в условиях абразивного изнашивания.

Литература

1. Штейнберг М.М., Мирзаева Н.М., Кондратенко Е.В. Явление вторичной закалки в хромистом чугуна // Вопросы производства и обработки стали: Сб. науч. тр. №188. - Челябинск: ЧПИ, 1975. - С. 146-153.
2. Dupin P., Saverna J., Schissler J. Microstructure of White Cast Iron Matrixes with High Chromium Content. // Bull. Cercle d'Etudes des Metaux. — 1983. - V. 15. - No. 4. - P. 35-47.
3. Белоус М.В., Черепин В. Т., Васильев М.А. Превращения при отпуске стали. -М.: Металлургия, 1973.-232 с.
4. Дворядкин Ю.С., Косыко З.К. Отпуск закаленной высокохромистой стали 3X13 // Металлургическая и горнорудная промышленность. - Днепропетровск: Проминь, 1973. - №8. - С. 81-82.
5. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. - М.: Металлургиздат, 1975. — 584 с.
6. Полищук И.Е. Карбидообразование при отпуске сложлегированных сталей в зависимости от содержания хрома // Легирование стали и сплавов. - Киев, 1975. - С. 44-45.
7. Металловедение и термическая обработка стали: Спр. изд. 3 изд. перераб. и доп. в 3-х т. Том 2. Основы термической обработки / Под ред. МЛ. Бернштейна, А.Г. Рахштадта. — М.: Металлургия, 1983. - 368 с.