ИЗВЕСТИЯ
ТОМСКОГО ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА имени С. М. КИРОВА

Том 147 1966

ВЛИЯНИЕ ОСНОВНЫХ КОМПОНЕНТОВ МОЛИБДЕНА И УГЛЕРОДА НА ТВЕРДОСТЬ ЖЕЛЕЗО, КОБАЛЬТВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ОТПУСКЕ

А. Д. КЛЕМЕНТЬЕВ

(Представлена научным семинаром кафедр металловедения, технологии металлов и сварочного производства)

Сплавы железо — кобальт — вольфрам (— молибден) известны своими магнитными свойствами, а также высокой степенью дисперсионного упрочнения [1]. Большая твердость и теплостойкость сплавов указывают на возможность разработки на их основе материалов для инструментов высокой производительности [2, 3].

Статья посвящена экспериментальному исследованию влияния основных компонентов и молибдена на дисперсионное твердение кобальтвольфрамовых сплавов на железной основе. В исходном виде сплавы представляются как безуглеродистые, однако, большой интерес вызывает исследование влияния на твердость и теплостойкость также и углерода. Изучение сплавов с углеродом важно и потому, что выплавка безуглеродистых сплавов связана с некоторыми технологическими затруднениями.

Сплавы выплавлялись в вакуумной индукционной высокочастотной печи в корундовом тигле [4]. Применение вакуума преследовало цель улучшения механических свойств и достижения лучшей управляемости химическим составом сплавов. Степень вакуума соответствовала обычным условиям промышленной плавки (10^{-1} мм рт. ст.).

Отливки имели форму брусков сечением 10—15 $\times$ 25 мм. Сплавы закаливались в процессе литья в металлическую форму и в дальнейшем подвергались только отпуску (наиболее простой вариант изготовления литого инструмента). Специальная закалка в воду или масло проводилась с целью уточнения степени закаливания сплавов при основном технологическом варианте. Условия закалки в металлической форме предполагали соответствие их тем, которые могут быть получены в производственных условиях. При этом в отношении степени закаленности сплавы оказываются неравноценными, так как для различных сплавов скорость охлаждения, достигаемая в металлической форме, будет фиксировать пересыщенный твердый раствор не в одинаковой мере.

Состав исследуемых сплавов и их исходная твердость (после отливки) приведены в табл. 1.

С целью выяснения общих закономерностей процесса дисперсионного твердения кобальтвольфрамовых сплавов были проведены предварительные исследования ряда сплавов при различных режимах отпуска в широких интервалах температур и длительностей. Это позволило наметить условия сравнительного отпуска, проводимого при одной температуре — 670° [5].

Изменение твердости в процессе отпуска при 670° позволяет судить о характере дисперсионного твердения сплавов в условиях жесткого теплового режима, предъявляющего достаточно высокие требования к теплостойкости сплавов. Предварительные исследования показали, что изменение твердости в процессе отпуска изучаемых сплавов определяется только продолжительностью выдержки при данной температуре и практически не зависит от перерывов в отпуске (например, для выполнения промежуточных замеров твердости) и применяемых при этом скоростей нагрева и охлаждения. При этом представляется возможность выяснения особенностей изменения твердости в процессе отпуска на одних и тех же образцах сплавов и повышается надежность и стабильность результатов измерения твердости.

Таблица 1

Химический состав и исходная твердость исследуемых сплавов

№ пп	Спл. №	Содержание исследуемых элементов				Твердость после отливки *HRC*
		Co	W	Mo	C	
1	4	15	15	—	—	35
2	6	15	20	—	—	37
3	9	15	25	—	—	39
4	3	20	10	—	—	34
5	1	20	15	—	—	38
6	8	20	20	—	—	40
7	7	20	25	—	—	40
8	10	25	15	—	—	39
9	14	25	20	—	—	40
10	2	25	25	—	—	40
11	11	30	20	—	—	41
12	5	30	25	—	—	41,5
13	17	20	—	20	—	56,5
14	15	25	—	25	—	59,5
15	18	20	10	10	—	46,5
16	53	20	20	—	0,09	43
17	58	20	20	—	0,12	49
18	54	20	20	—	0,18	52
19	55	20	20	—	0,28	56
20	56	20	20	—	0,4	57
21	57	20	20	—	0,52	58

Показателем теплостойкости сплавов является степень уменьшения максимальной твердости по сравнению с твердостью в конце сравнительного отпуска (устойчивость твердости в процессе отпуска), а также сама величина конечной твердости.

Отпуск сплавов производился в свинцовой ванне. Это обеспечивало быстрый прогрев образцов, что особенно важно при коротких продолжительностях отпуска.

Влияние основных компонентов на процесс дисперсионного твердения исследовался на сплавах с различным содержанием кобальта и вольфрама (табл. 1). Данные сравнительного отпуска представлены на графике (рис. 1), дающем наглядное представление о особенностях влияния кобальта и вольфрама на процесс дисперсионного твердения, а также о зависимости твердости и теплостойкости от соотношения этих компонентов.

Приемлемую для инструментальных материалов твердость порядка 60 *HRC* в конце сравнительного отпуска (670°, 4 часа) имеют сплавы начиная с 15% Co при содержании 25% *W* (спл. 9) или 15% *W* при содержании 20% Co (спл. 1).

Относительное влияние кобальта и вольфрама на уровень максимальной твердости и теплостойкости (твердость после 4 часов отпуска) наглядно представляется при сопоставлении следующих сплавов. Увеличение по сравнению со сплавом 8 (20% Co, 20% W) кобальта на 5%

(спл. 14) несколько больше повышает уровень максимальной твердости и существенно больше увеличивает теплостойкость, чем такое же увеличение вольфрама (спл. 7). При более высокой концентрации в сплавах кобальта и вольфрама кобальт, как и в предыдущих сплавах, в большей степени способствует увеличению теплостойкости, тогда как увеличение содержания вольфрама интенсивнее в повышении уровня максимальной твердости. Так, увеличение по сравнению со сплавом

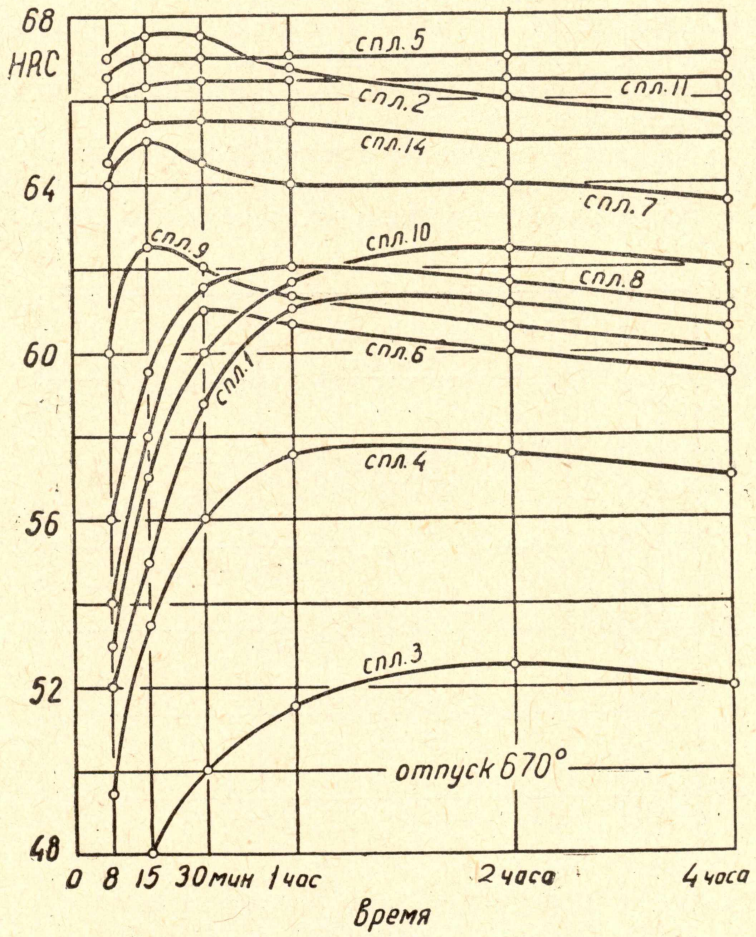

Рис. 1. Изменение твердости сплавов с различным содержанием кобальта и вольфрама (табл. 1) в зависимости от продолжительности отпуска

14 (25% Co, 20% *W*) концентрации кобальта на 5% (спл. 11) или вольфрама на 5% (спл. 2) в первом случае дает более высокую теплостойкость, чем во втором. Однако в повышении максимальной твердости более эффективен вольфрам. Даже увеличение содержания кобальта на 10% (спл. 5) не позволяет достигнуть того же уровня твердости.

График (рис. 1) дает наглядное представление о своеобразии влияния кобальта и вольфрама на кинетику процесса дисперсионного твердения сплавов. При преобладании в сплавах содержания вольфрама по сравнению с кобальтом (спл. 6, 9, 7) процесс дисперсионного твердения резко ускоряется, кривые круто поднимаются вверх, и тем

в большей степени, чем выше содержание вольфрама, в то время как для сплавов с обратным соотношением компонентов (спл. 10, 14, 11 и 5) характерен более плавный рост твердости и более устойчивое ее сохранение в процессе отпуска. Увеличение в сплавах концентрации кобальта перемещает максимум твердости в сторону более высоких температур и больших продолжительностей отпуска. Преобладание в сплавах вольфрама по сравнению с кобальтом ведет к ускорению процесса твердения, а преобладание кобальта — замедляет перестарение, дает более эффективное повышение теплостойкости.

Кобальтвольфрамовые и кобальтмолибденовые сплавы весьма идентичны [1], тем не менее представляет интерес выявления особенностей молибденовых сплавов в изучаемых условиях. В табл. 1 и на рис. 2 приведены соответствующие данные.

Как видно из графика, сплавы с молибденом (спл. 17, 15) отличаются более низким уровнем дисперсионного твердения по сравнению со сплавами с таким же содержанием вольфрама (спл. 8, 2). Тройные

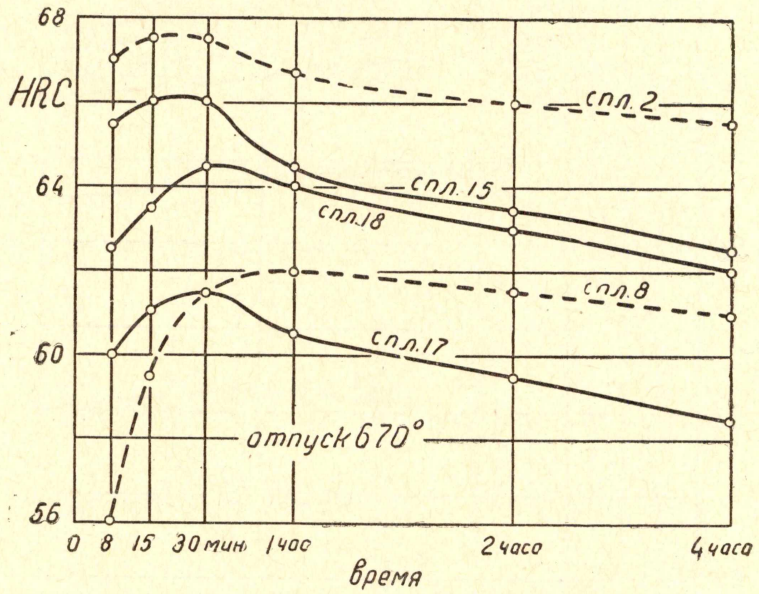

Рис. 2. Изменение твердости сплавов с молибденом (табл. 1) в зависимости от продолжительности отпуска

вольфрамовые и молибденовые сплавы (спл. 8 и 17) отличаются меньшим уровнем упрочнения по сравнению с четверным железо-, кобальтвольфрамовым сплавом (спл. 18) с таким же суммарным содержанием вольфрама и молибдена.

Обращает на себя внимание высокая твердость молибденовых сплавов в исходном состоянии (табл. 1), что объясняется недостаточной закаливаемостью, то есть частичным распадом твердого раствора в период охлаждения сплавов при отливке в металлическую форму. Данные соображения подтверждаются металлографически, а также результатами дополнительной закалки молибденовых сплавов. Твердость после такой закалки существенно понижается, а уровень дисперсионного упрочнения повышается. Повторная же закалка смешанного сплава (спл. 18) на его твердости почти не сказывается.

Таким образом, кобальтмолибденовые сплавы не получают достаточной закаливаемости в процессе отливки. Использование же молиб-

дена наряду с вольфрамом оказывает положительное влияние на дисперсионное упрочнение сплавов. Целесообразна замена до 50% вольфрама молибденом.

Исследование влияния углерода на кобальтвольфрамовые сплавы производилось на сплаве 8 (20% Co, 20% W), принятом в качестве исходного. Этот сплав имеет относительно высокую твердость — до 62 *HRC* (рис. 1) и в то же время достаточный резерв ее увеличения в случае благоприятного влияния присадок. Кроме того, сплав при температуре закалки (1300°) находится на границе между альфа- и гамма-областями и на пределе насыщения сложного твердого раствора вольфрамом [3], следовательно, введение самых незначительных посторонних присадок должно вызывать легко обнаруживаемые изменения структуры сплавов. Исследовались сплавы с содержанием углерода до 0,52% (табл. 1, рис. 3).

Увеличение содержания углерода до 0,3% (спл. 55) повышает уровень дисперсионного твердения сплавов, как твердости, так ее устойчивости в процессе отпуска. Более высокая твердость в конце отпуска

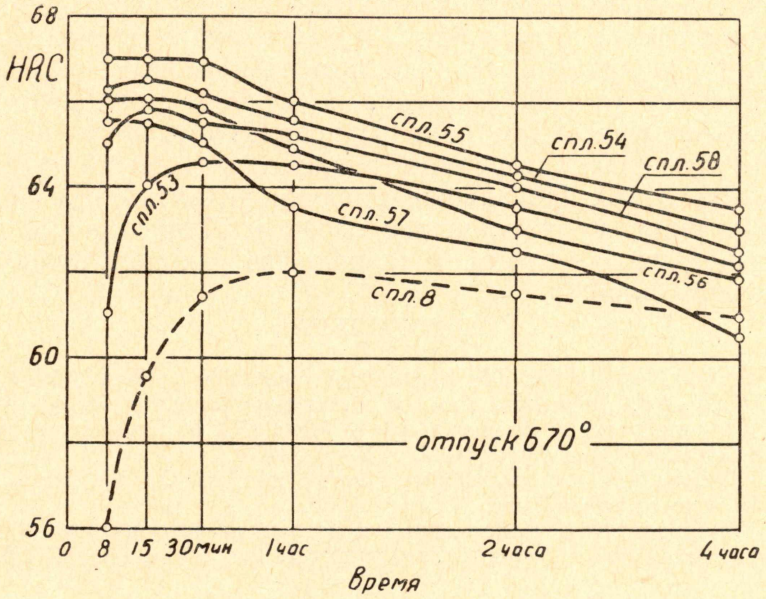

Рис. 3. Изменение твердости кобальтвольфрамовых сплавов с различным содержанием углерода (табл. 1) в зависимости от продолжительности отпуска

по сравнению с исходным сплавом является показателем увеличения теплостойкости углеродистых сплавов. Особенно значительно увеличение твердости в начале отпуска. Максимальная твердость спл. 55 (0,28% C) равна 67 *HRC*, твердость в конце 4-часового отпуска — 63,5 *HRC*.

При содержании углерода сверх оптимальной концентрации наблюдается снижение упрочнения, особенно в конце отпуска (потеря теплостойкости). Спл. 57 (0,52% C) в конце отпуска имеет более низкую твердость по сравнению с безуглеродистым спл. 8. Исходная твердость сплавов возрастает с повышением концентрации углерода, что вполне естественно для углеродистых сплавов. Микроскопически влияние углерода сказывается в появлении эвтектики при содержании углерода свыше 0,2% [5].

Введение небольших добавок углерода, помимо повышения дисперсионного упрочнения, существенно упрощает технологию производства сплавов (выбор шихтовых материалов и методов плавки).

Выводы

1. В условиях самозакаливания кобальтвольфрамовых сплавов при литье в металлическую форму достаточно высокая твердость (свыше 60 *HRC*) при интенсивном тепловом режиме отпуска (670°) может быть получена в сплавах при определенном минимальном содержании кобальта и вольфрама (при 15% Co — не менее 25% W и при 15% W — не менее 20% Co).

Преобладание содержания вольфрама по сравнению с кобальтом приводит к ускорению процесса твердения и позволяет получить более высокую твердость сплавов. При обратном соотношении компонентов в сплаве достигается более высокий уровень теплостойкости.

2. Кобальтмолибденовые сплавы отличаются более слабой самозакаливаемостью по сравнению с кобальтвольфрамовыми и не получают достаточного упрочнения при отпуске. Сплавы же, содержащие одновременно вольфрам и молибден, имеют наиболее высокий уровень дисперсионного упрочнения. В кобальтвольфрамовых сплавах целесообразна частичная (до 50%) замена вольфрама молибденом.

3. Кобальтвольфрамовые сплавы, используемые в качестве основы для инструментальных материалов, должны быть не безуглеродистыми, а малоуглеродистыми. Небольшие добавки углерода (0,2—0,3%) приводят к значительному упрочнению сплавов. Допустимость в сплавах углерода существенно упрощает технологию их получения и выбор шихтовых материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. W. Köster. Archiv für das Eisenhüttenwesen, № 1, 17—23, 1932.
2. Ю. А. Геллер. Металловедение и обработка металлов, № 3, 1—16, 1955.
3. А. Д. Клементьев. Известия вузов МВО СССР. Черная металлургия, изд. Сиб. металлургического института, № 3, 77—83, 1959.
4. А. Д. Клементьев. «Информационный листок», № 16. Бюро технической информации Томского совнархоза, Томск, 1960.
5. А. Д. Клементьев. Современные конструкции режущих инструментов. Труды конференции инструментальщиков Западной Сибири, сб. 1, М., ЦИНТИАМ, 242—252, 1962.