

ОСОБЕННОСТИ ТВЕРДЕНИЯ ЛИТЫХ ЖЕЛЕЗОКОБАЛЬТВОЛЬФРАМОМОЛИБДЕНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ДВУХСТУПЕНЧАТОМ ОТПУСКЕ

А. Д. КЛЕМЕНТЬЕВ

(Представлена научным семинаром кафедр металловедения, оборудования и технологии термической обработки металлов; технологии металлов; оборудования и технологии сварочного производства)

Исследования литых железокобальтвольфрамомолибденовых дисперсионно-твердеющих сплавов, разрабатываемых в качестве инструментальных материалов, показали большую чувствительность свойств сплавов к условиям отпуска. В частности, для сплавов, закаливаемых в процессе литья, комплекс свойств, имеющих важное значение для режущего инструмента, улучшается при использовании ступенчатых режимов отпуска [1, 2]. При этом в ряде случаев наблюдалось увеличение максимальной твердости сплава при сложном отпуске по сравнению с простым.

В связи с этим было проведено изучение условий твердения при двухступенчатом отпуске, позволившее получить наглядное обоснование некоторых преимуществ и особенностей такого отпуска [3]. Однако применявшееся в этом исследовании минимальное время отпуска (две минуты) было недостаточно коротким и не позволило установить закономерности начальной стадии дисперсионного твердения.

Целью настоящей работы является изучение старения, начиная с возможно ранней фазы развития этого процесса (с 4-секундной выдержки), и получение более полной картины дисперсионного упрочнения при ступенчатом отпуске.

Для исследования был выбран сплав, отличающийся умеренной скоростью твердения и достаточно высоким уровнем упрочнения (66,5 HRC). Химический состав сплава: 20% Co, 10% W, 10% Mo, 2% Mn, 0,1% Ti (остальное железо).

Методика эксперимента обеспечивала получение высокой и контролируемой скорости нагрева образцов, что важно при коротких выдержках отпуска. Нагрев производился в свинцовой ванне. Для наиболее коротких выдержек применялись образцы толщиной 1 мм наряду с основными образцами — 2,5 мм. Учет времени прогрева образца и сокращение времени доведения образца до необходимой температуры отпуска в условиях, когда процесс старения приобретает значительное развитие, осуществлялись следующим образом. Имея в виду, что нагрев сплава до 400—450°C в течение нескольких минут протекает без заметного повышения твердости (рис. 1), образцам сообщался предварительный сквозной прогрев в свинцовой ванне с такой температурой. Далее определялось время на прогрев в отпускной ванне. При затемнении об-

разцы переносились в эту ванну и выдерживались там до приобретения цвета нагрева ванны. Четвертая часть времени такого нагрева, определяемого для каждого размера образца, включалась в номинальное время отпуска.

Отпуск при одной температуре производился на одних и тех же образцах, так как перерывы в отпуске, необходимые для промежуточных исследований образцов, на упрочнении не сказываются.

Возможность дифференцирования твердости в очень узких интервалах ее значений, помимо использования одних и тех же образцов на всех этапах отпуска при одной температуре, достигалась определением твердости параллельно несколькими методами. Твердость определялась по Роквеллу *HRC* (кроме тонких образцов), *HRA*, по Виккерсу, и в некоторых случаях делались уточнения по микротвердости.

Для преемственности результатов данной работы в общем плане исследований результаты измерения твердости приведены по шкале *HRC*.

На рис. 1 приведен график изменения твердости сплава в зависимости от температуры и продолжительности отпуска. Выбранные ин-

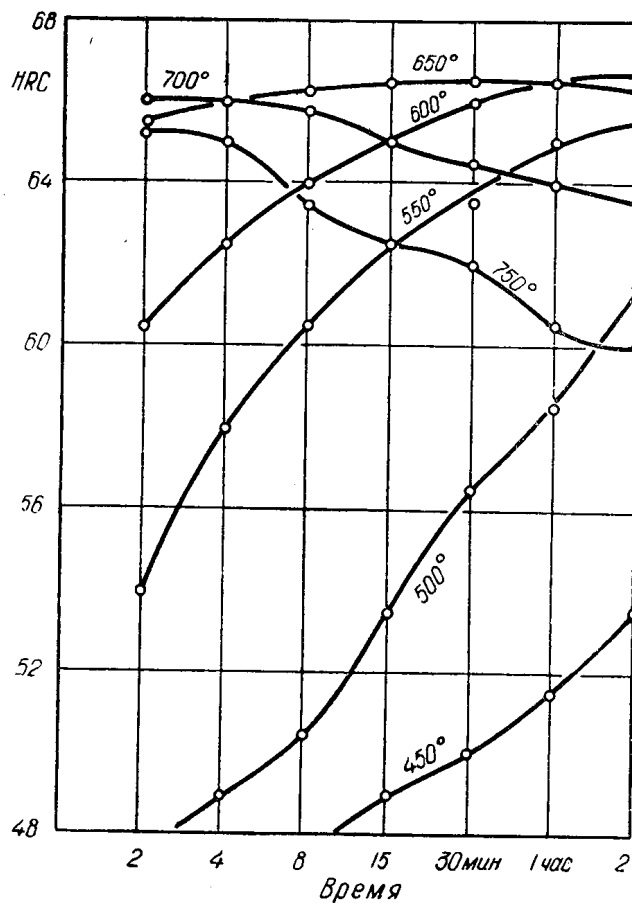


Рис. 1. Изменение твердости сплава (20% Co; 10% W; 10% Mo; 2% Mn; 0,1% Ti, остальное железо) в зависимости от температуры и продолжительности отпуска

тервалы времени и температур позволяют получить наглядное представление о дисперсионном упрочнении сплава. Твердости сплава варьируются в очень широких пределах при различных сочетаниях температур и длительностей отпуска. Наиболее высокое значение твердости при

одноступенчатом отпуске может быть получено при температурах 600—650°C.

Особый интерес представляет собой возможность получения максимальной твердости при более высоких температурах (700—750°C) и очень кратковременных выдержках, что может быть достигнуто в практических условиях с помощью высокочастотного нагрева.

Относительно низкие температуры требуют значительных продолжительностей отпуска, и их использование может быть оправдано в случае получения более благоприятного комплекса свойств сплавов.

На рис. 2 приведен график, иллюстрирующий двухступенчатый отпуск при 500—650°C с интервалом длительностей, сильно сдвинутых в сторону коротких выдержек. Для удобства размещения кривых во всем диапазоне твердения и большей наглядности масштаб твердости взят различным на разных участках графика.

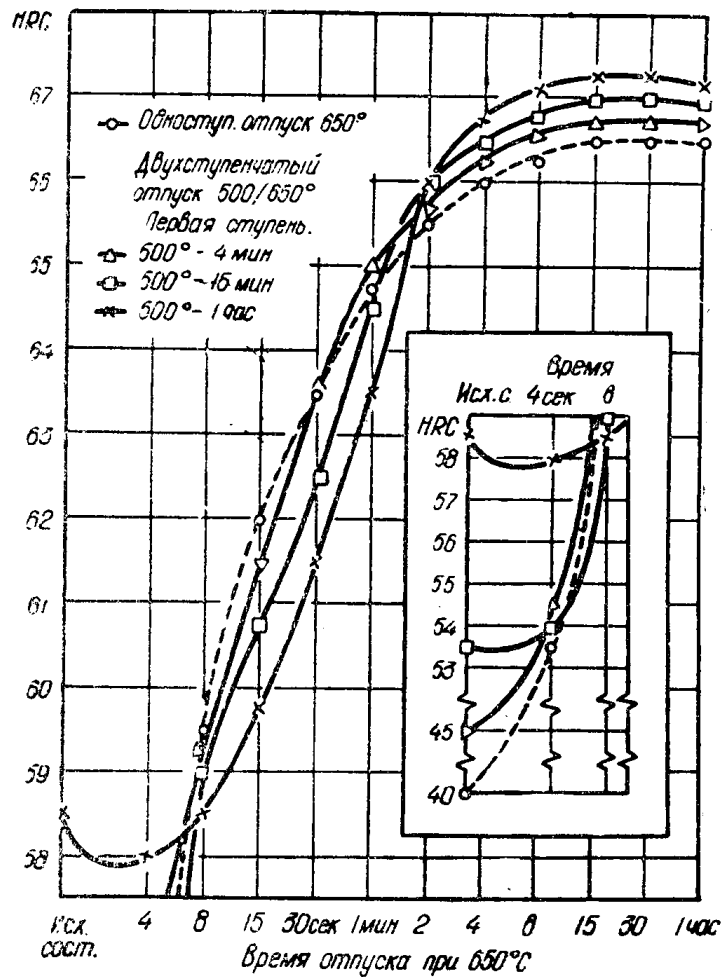


Рис. 2. Влияние предварительного отпуска при 500°C в течение 4, 15 минут и 1 часа на твердость сплава в зависимости от продолжительности последующего отпуска при 650°C

На первой ступени (500°C) различные образцы сплава отпускались в течение 4, 15 минут и 1 часа, а затем подвергались второй ступени отпуска 650°C. Для сравнения приводится кривая изменения твердости при 650°C без предварительного отпуска.

Обращает на себя внимание повышение максимальной твердости при двухступенчатом отпуске по сравнению с одноступенчатым. Кроме

того, наблюдается изменение в скорости упрочнения при сложном отпуске и, наконец, появление минимума на начальном участке кривой твердости при наиболее продолжительном нагреве на первой ступени (500°C — 1 час).

Проследим более детально особенности сложного отпуска. Кривая твердости сплава с 4-минутным предварительным отпуском дважды пересекает кривую простого одноступенчатого отпуска 650°C и поднимается несколько выше ее. Начинаясь с более высокого уровня твердости (45 *HRC*), первая кривая идет вначале несколько положе, пересекая кривую простого отпуска (начинающуюся от более низкого уровня твердости 40 *HRC*), что свидетельствует о замедлении развития процесса дисперсионного твердения в начальном периоде сложного отпуска. Далее, процесс твердения при двухступенчатом отпуске интенсифицируется, кривые снова пересекаются, и при сложном отпуске достигается несколько более высокий уровень упрочнения.

Наблюдаемая закономерность еще нагляднее проявляется при отпуске с увеличенной продолжительностью первой ступени. Более высокая исходная твердость при 15-минутном предварительном отпуске (53,5 *HRC*) обуславливает еще более заметное замедление начального упрочнения.

Особое своеобразие изменения твердости сплава наблюдается при сложном отпуске с 1-часовой выдержкой на первой ступени. Относительно высокая исходная твердость (58,5 *HRC*) в самом начале второй ступени отпуска снижается, и только после этого следуют отмеченные выше стадии замедленного и последующего несколько более ускоренного упрочнения. Следовательно, в начале второй ступени отпуска наряду с упрочнением идет процесс разупрочнения, который в зависимости от интенсивности предварительного отпуска проявляется в замедлении упрочнения, в его задержке или даже в кратковременном его снижении.

Повышение максимума твердости по мере увеличения продолжительности низкотемпературной ступени сложного отпуска сопровождается тенденцией к сдвигу этого максимума в сторону меньших продолжительностей, то есть к ускорению перестарения сплава.

Рассмотренные закономерности указывают на целесообразность изучения более интенсивных режимов предварительного отпуска, что и находит отражение в следующей серии опытов. На рис. 3 приведен график, представляющий результаты аналогичных исследований того же сплава при двухступенчатом отпуске 550—650°C. Выдержки при 550°C в течение 8, 15 минут и часа приводят к повышению твердости (рис. 1 и 3) соответственно до 60,5; 62,5 и 65 *HRC*, что указывает на более высокий уровень теплового воздействия на первой ступени отпуска по сравнению с предыдущей серией опытов. И в данном случае для сравнения дается кривая изменения твердости при 650°C без предварительного отпуска.

Характер изменения твердости при сложном отпуске 550—650°C при всех трех режимах первой ступени аналогичен изменению твердости при соответствующем отпуске 500—650°C, но только для случая наибольшей продолжительности предварительного отпуска (500°C — 1 час).

Общие закономерности влияния предварительного отпуска состоят в том, что в связи с увеличением его интенсивности обнаруживается более резко выраженное начальное разупрочнение, а также последующее ускорение процесса дисперсионного твердения на второй ступени отпуска. При этом несколько повышается максимальная твердость сплава, и ускоряется перестарение.

Некоторые детали этого процесса состоят в следующем. Снижение твердости при начальном разупрочнении, увеличиваясь по мере повышения интенсивности теплового режима первой ступени отпуска, достигает 3 HRC (при предварительном отпуске 550°C — 1 час). Кривые твердости сложного отпуска пересекают кривую твердости одноступен-

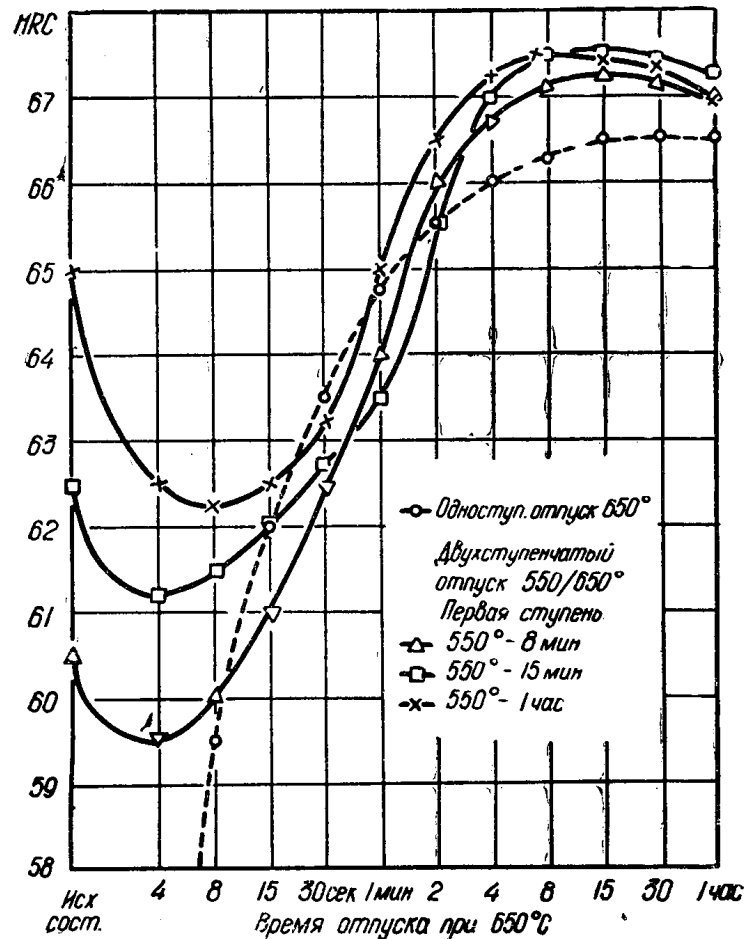


Рис. 3. Влияние предварительного отпуска при 550°C в течение 8, 15 минут и 1 часа на твердость сплава в зависимости от продолжительности последующего отпуска при 650°C

чатого отпуска, то есть твердость сплава при этом оказывается меньше, чем при одноступенчатом отпуске, несмотря на более высокий исходный уровень твердости. Что же касается прироста максимального упрочнения, то оно достигается за 15 или 8 минут соответственно при режиме предварительного отпуска 550°C — 15 минут и 550°C — 1 час. Очевидно, что общий выигрыш во времени выгоднее получить за счет незначительного увеличения продолжительности второго отпуска. Кроме того, по мере повышения уровня теплового воздействия первой ступени отпуска ускоряется процесс перестарения, как это видно из хода кривых в заключительной стадии отпуска (рис. 2 и 3). Получение почти столь же высокой твердости с несколько большим резервом на перестарение возможно при предварительном отпуске 500°C (рис. 2), но относительно большей продолжительности отпуска.

Таким образом, оптимальные условия получения максимальной твердости сплава 67,5 HRC обеспечиваются сложным отпуском: 550°C — 15 минут — 650°C — 15 минут.

Обнаруженные в работе особенности процесса упрочнения при двухступенчатом отпуске: стадия начального разупрочнения, последующее ускорение твердения, прирост максимальной твердости и заключительное ускоренное перестарение — могут быть объяснены, исходя из известных закономерностей процесса дисперсионного твердения сплавов [4].

Стадия начального разупрочнения связана с известным явлением возврата. Каждому уровню температур и времени отпуска соответствуют определенный состав, строение, размеры и характер связи избыточной фазы с матрицей. Последующий более высокий нагрев приводит к перестройке этой фазы в соответствие с новыми температурно-временными условиями. Этот процесс может сопровождаться или дальнейшим ростом упрочнения или, как в данном случае, различной степенью разупрочнения.

Ускорение твердения на следующей стадии сложного отпуска по сравнению с простым объясняется иными условиями формирования упрочняющей фазы: наличие уже образовавшихся частиц, концентрация элементов в местах выделений, дислокационное состояние, условия диффузии, характер напряженного состояния и т. д. В известной мере здесь должен сказаться более широкий и равномерный охват твердого раствора старением.

Эти же факторы должны обуславливать и появление прироста максимальной твердости. Следует иметь в виду, что сплавы обнаруживают выраженную внутрикристаллическую ликвацию, проявляющуюся, в частности, в своеобразной неравномерности изменения микротвердости и интегральной твердости исследуемых сплавов при отпуске [5]. Известна также избирательность твердения различных участков неоднородной матрицы сплава при различных температурах отпуска. Очевидно, что более сложное тепловое воздействие при двухступенчатом отпуске, наряду с усложнением характера избыточных фаз и более полным охватом сплава твердением и приводит к дополнительному упрочнению.

Что же касается ускорения перестарения, то есть более быстрого спада твердости, то аналогичное явление часто наблюдалось при введении в основной состав сплава присадок, также действующих ускоряюще на процесс твердения и повышающих упрочнение [1]. Очевидно, это обстоятельство имеет более широкое основание. Изменение кинетических и термодинамических условий старения, наметившееся на предыдущих стадиях твердения, сопровождающееся повышением напряженного состояния сплава, приводит к общему ускорению процесса старения.

Выводы

1. При двухступенчатом отпуске (с меньшей температурой первой ступени), по сравнению с одноступенчатым, обнаруживаются следующие закономерности процесса старения: стадия частичного начального разупрочнения и последующее более интенсивное развитие процесса дисперсионного твердения, сопровождающееся повышением уровня максимальной твердости и ускорением стадии перестарения.

2. В изменении кинетических и термодинамических условий старения при двухступенчатом отпуске определенную роль должна играть резко выраженная внутрикристаллическая ликвация, обусловленная технологией получения сплавов (закалка при литье в металлические формы и последующий отпуск).

3. В исследуемых сплавах обнаружено явление возврата, наблюдающееся в ряде дисперсионно-твердеющих сплавов других систем.

ЛИТЕРАТУРА

1. А. Д. Клементьев. Исследование литых дисперсионно-твердеющих режущих сплавов. Изв. вузов, «Черная металлургия», № 3, 1959, стр. 77—83.
 2. А. Д. Клементьев. Литые дисперсионно-твердеющие режущие сплавы. Труды конференции инструментальщиков Западной Сибири. Сб. I. М., ВНИИ, 1962, стр. 242—252.
 3. А. Д. Клементьев. Твердение железокобальтвольфрамовых сплавов при двухступенчатом отпуске. Изв. ТПИ, т. 263, стр. 3—8.
 4. С. З. Бокштейн. Строение и свойства металлических сплавов. М., «Металлургия», 1971.
 5. А. Д. Клементьев. Исследование неравномерности свойств в сечении отливок из железокобальтвольфрамомолибденовых сплавов. Изв. ТПИ, т. 173, 1970, стр. 178—181.
-