

**ТВЕРДЕНИЕ ЖЕЛЕЗОКОБАЛЬТВОЛЬФРАМОВЫХ 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)

При экспериментальной разработке режимов отпуска литого режущего инструмента из дисперсионно-твердеющих железокобальтвольфрамомолибденовых сплавов хорошие результаты показали некоторые варианты ступенчатых отпусков [1, 2]. Сплавы подвергались отпуску в исходном литом виде, так как они закаливались в процессе отливки в металлическую форму. Было замечено, что на отдельных сплавах при некоторых режимах ступенчатого отпуска наблюдается стимулирующее влияние предшествующей низкотемпературной ступени на последующее твердение при более высокой температуре. Однако в исследованиях того периода особенности твердения сплавов при различных вариантах отпуска специально не изучались, поскольку главным критерием оценки режимов отпуска являлись режущие свойства. В данной статье рассматриваются некоторые результаты исследований процесса твердения железокобальтвольфрамовых сплавов при двухступенчатом отпуске.

Наиболее отчетливо закономерности ступенчатого отпуска выявляются в сплавах с хорошо выраженным дисперсионным упрочнением. Удобным в этом отношении является сплав с 25% Со и 25% W. Твердость сплава в закаленном в процессе литья состоянии 40 HRC, максимальная твердость после отпуска — 68 HRC. Важной особенностью этого сплава является однородность его структуры (зерна твердого раствора), что позволяет получать стабильные результаты при повторных измерениях твердости, так как в некоторых случаях необходимо дифференцировать твердость в очень узких интервалах значений. При этом оказалось возможным использовать измерение твердости по HRC, что важно также для преемственности получаемых результатов в общем плане исследования изучаемых сплавов. В необходимых случаях производилось уточнение по микротвердости.

На рис. 1 приведен график изменения твердости сплава при различных температурах отпуска. Твердость определялась для каждой температуры отпуска на одних и тех же образцах, так как промежуточные охлаждения и нагревы для замера твердости на ход упрочнения влияния не оказывают. При этом исключается разброс значений твердости за счет различия отдельных образцов, и появляется возможность наблюдения самых незначительных изменений в твердости, зависящих только от условий отпуска. Дублиеры образцов использовались для предупреждения случайных ошибок.

На рис. 2 представлен график влияния предварительного отпуска при 500°C в течение 30 минут на последующий отпуск при температурах от 600 до 750°C . Там же для сравнения нанесены кривые изменения твердости при соответствующих температурах без предварительного отпуска.

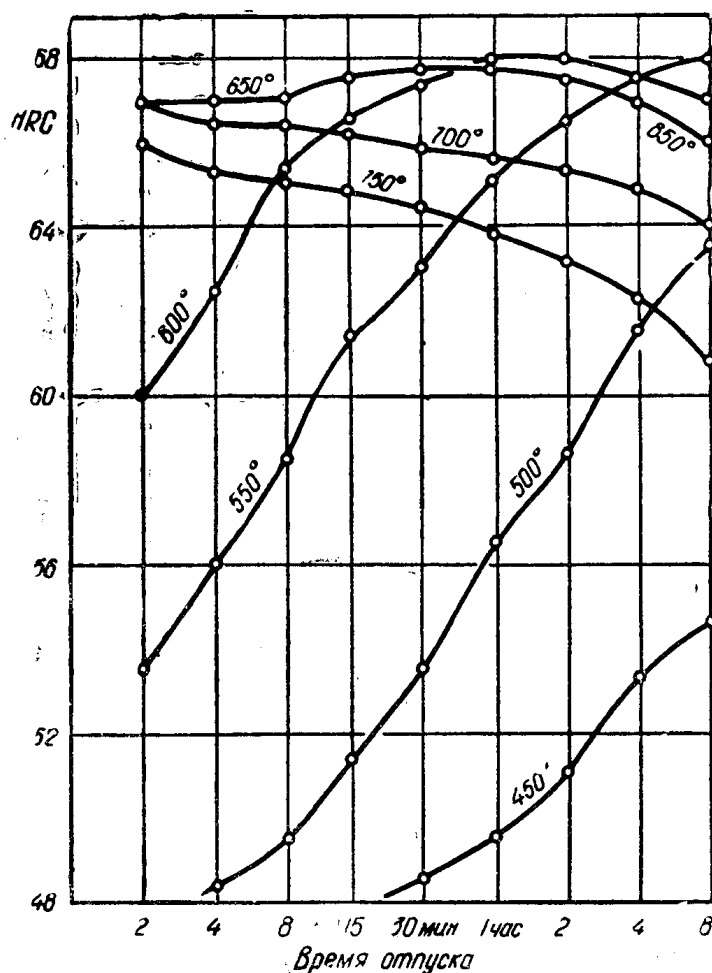


Рис. 1. Изменение твердости сплава с 25% Co, 25% W в зависимости от температуры и продолжительности отпуска

Обращает на себя внимание изменение относительной твердости при сложном и простом отпуске в зависимости от температурно-временных условий, что графически проявляется в пересечении соответствующих кривых. Изменение условий твердения при двухступенчатом отпуске затрагивает не только начальную стадию упрочнения, но связано со всем последующим ходом процесса. На некоторых стадиях твердения обнаруживается прирост твердости при двухступенчатом отпуске по сравнению с простым.

Рассмотрим особенности изменения твердости в зависимости от температуры и продолжительности сложного отпуска. Твердение при отпуске 600°C (рис. 2, а) указывает на начальное запаздывание упрочнения при сложном отпуске по сравнению с простым. Далее процесс твердения при сложном отпуске интенсифицируется, и кривые твердости пересекаются. Твердость при двухступенчатом отпуске оказывается несколько выше (прирост твердости).

При отпуске 650°C (рис. 2, б) процесс аналогичен предыдущему, но точка пересечения кривых смещается в сторону меньших продолжительностей отпуска. Отмечается несколько больший прирост твердости.

Наметившаяся закономерность во взаимном расположении кривых при температуре 700°C (рис. 2, в) на первый взгляд кажется нарушенной: точка пересечения кривых оказывается смещенной далеко вправо, а начальная стадия снижения твердости, отмечавшаяся в предыдущих случаях, отсутствует или она переместилась в правую часть графика. В действительности аналогия здесь с предыдущим ходом процесса твердения сохраняется, но картина дополняется новыми деталями. Ес-

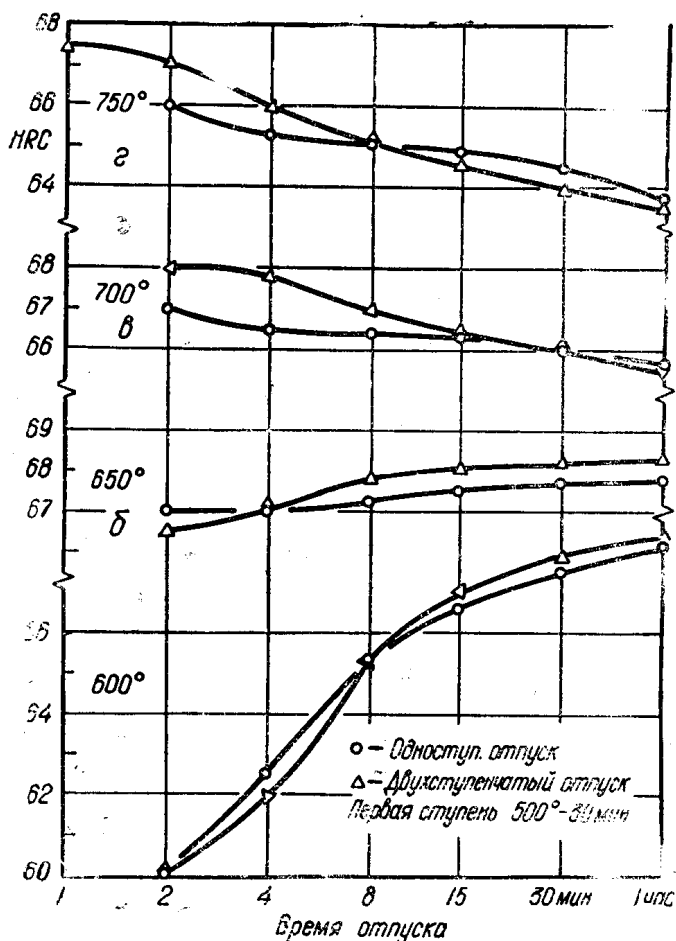


Рис. 2. Влияние предварительного отпуска 500°C — 30 минут на твердость сплава в зависимости от температуры и продолжительности последующего отпуска

ли в соответствии с наметившейся тенденцией продолжить сдвиг кривых в сторону меньших длительностей отпуска, то точка пересечения кривых должна оказаться за пределами графика, что и имеет место при отпуске 700°C. Своеобразие же здесь состоит в появлении другой точки пересечения кривых в правой части графика. Как видно из графика, участок прироста твердости при сложном отпуске перемещается в сторону сокращения времени отпуска, а величина прироста твердости (интервал в ходе кривых) достигает 1,5 HRC.

Отпуск при 750°C (рис. 2, г) характеризуется дальнейшим сдвигом кривых влево, следуя наметившейся закономерности. За точкой пересечения

чения кривых хорошо прослеживается стадия ускоренного разупрочнения при сложном отпуске.

Можно предполагать, что стадия начального разупрочнения, проявляющаяся в замедлении процесса дисперсионного твердения, существует как при температурах 600 и 650°C, так и при более высоких температурах отпуска. При температурах 600 и особенно 650°C эта стадия выявляется не полностью ввиду отсутствия более коротких выдержек. Однако наличие такой стадии вытекает из относительных значений исходных твердостей и взаимного расположения кривых твердости. Твердение при сложном отпуске начинается от более высокой твердости (53,5 HRC, рис. 1, отпуск 500° — 30 мин) по сравнению с простым (40 HRC). Для окончательного решения вопроса потребуются специальные экспериментальные исследования при более коротких продолжительностях отпуска.

Таким образом, изменение твердости в процессе двухступенчатого отпуска по сравнению с одноступенчатым протекает в виде таких последовательных стадий: стадия начального разупрочнения, стадия интенсивного твердения, сопровождающаяся приростом твердости и заключительная стадия ускоренного перестарения.

Данные закономерности могут быть интерпретированы на основании известных представлений о процессе дисперсионного твердения. Дисперсная фаза, сформировавшаяся на низкой ступени отпуска, оказывается недостаточно устойчивой при более высоком нагреве, что может приводить к ее растворению (явление возврата) и образованию новой фазы или к перестройке исходной фазы в соответствии с более высокой температурой отпуска и его продолжительностью. Последнее обстоятельство, очевидно, и объясняет стадию начального разупрочнения при сложном отпуске.

Стадия последующего ускорения твердения объясняется стимулирующим влиянием предшествовавшего напряженного состояния, наличием скоплений легирующих элементов и более развитой дислокационной структурой. Кроме того, можно предполагать более широкий охват объема сплава старением. Последнее обстоятельство обусловлено тем, что процесс твердения по сечению сплава протекает неравномерно и неодновременно в местах с однородным строением матрицы и по границам зерен, мозаики, в местах скопления дислокаций и т. д. Это должно играть особенно заметную роль вследствие выраженной внутрикристаллической ликвации, что связано с принятой в наших исследованиях технологией изготовления сплавов (отпуск после литья). При воздействии различных температур и более сложных условий дисперсионного твердения при двухступенчатом отпуске создаются условия для более равномерного твердения участков различного строения сплава. Указанные обстоятельства, интенсифицируя процесс дисперсионного твердения, очевидно, и вызывают не только ускорение, но и прирост твердости при сложном отпуске.

Величина прироста твердости возрастает с повышением температуры отпуска от 600 до 700°C (рис. 2). Большой прирост твердости при высоких температурах отпуска может быть объяснен тем, что проявление факторов стадии разупрочнения при этом в большей степени перекрывается действием факторов стадии упрочнения. Однако при еще более высокой температуре (750°C), вероятно, начинает сказываться огрубение структуры дисперсионного упрочнения, и прирост твердости несколько снижается.

На стадии перестарения факторы, стимулирующие развитие дисперсионного твердения в условиях высокой диффузионной подвижности атомов, приводят к более раннему завершению этого процесса.

Также с развитием диффузионных процессов при повышении температуры связано ускорение всех, рассмотренных выше стадий твердения, деформация и сдвиг кривых твердости влево при сложном отпуске.

На последующее твердение при двухступенчатом отпуске оказывает влияние характер исходной дисперсной фазы, которая в свою очередь зависит от температуры и продолжительности ее формирования. На рис. 3 представлен график влияния указанных факторов на последующее твердение при температуре 650°C , при которой наглядно выявляются интересующие нас закономерности. Кроме того, эта температура представляет наибольший практический интерес вследствие близкого соответствия ее условиям работы режущего инструмента и его термической обработке.

Твердение при 650°C после предварительного отпуска 500° — 30 минут (рис. 3, б) уже было рассмотрено (рис. 2, б). Сокращение времени

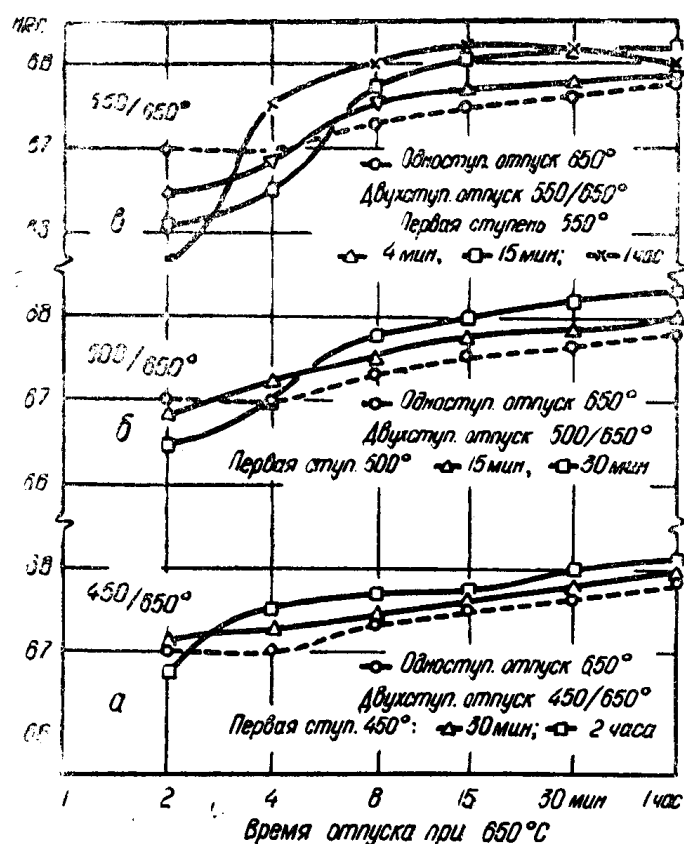


Рис. 3. Влияние температуры и продолжительности предварительного отпуска на твердость сплава в зависимости от времени последующего отпуска при 650°C

первого отпуска до 15 минут должно приводить к образованию менее развитой дисперсной фазы, оказывающей соответствующее влияние на последующее твердение, что и следует из графика (рис. 3, б).

Предварительный отпуск при 450°C (рис. 3, а) продолжительностью два часа влияет аналогично только что рассмотренному отпуску 500° — 30 минут. Сокращение выдержки на первой ступени отпуска до 30 минут при этой же температуре приводит к дальнейшему уменьшению устойчивости дисперсной фазы, оказывающей еще меньшее влияние

на процесс последующего твердения. На графике не выявляется даже первое пересечение кривых (оно остается за пределами графика, слева).

Некоторое своеобразие возникает при значительной продолжительности предварительного отпуска 550°C (рис. 3, в). После четырехминутного отпуска на первой ступени с несущественным изменением повторяется процесс, наблюдавшийся после отпуска $500^{\circ}—30$ минут — 650° (рис. 3, б). Увеличение длительности предварительного отпуска при 550° до 15 минут приводит к результатам, являющимся логическим продолжением наметившейся закономерности, состоящей в затягивании периода временного разупрочнения. Как бы в противоречии с этим находится положение кривой твердости после предварительного отпуска $550^{\circ}—1$ час: пересечение кривых сдвинуто влево (в предыдущих случаях сдвигавшееся правее по мере увеличения времени выдержки). Однако это обстоятельство может быть объяснено более выраженным стимулирующим воздействием предварительной ступени отпуска и высокой твердостью сплава перед второй ступенью отпуска (65 HRC , отпуск $550^{\circ}—1$ час, рис. 1).

Из графика (рис. 3) следует, что повышение температуры предварительного отпуска в известной мере аналогично увеличению его продолжительности.

Влияние первой ступени на различные стадии сложного отпуска представляется в следующем виде. С повышением упрочнения при предварительном отпуске увеличивается начальное разупрочнение сплава. Прирост твердости на стадии интенсивного развития процесса дисперсионного твердения возрастает с повышением дисперсионного упрочнения на первой ступени, но до определенного предела (рис. 3, в). Максимальное значение прироста твердости достигается на второй ступени отпуска 650° через 1 час после предварительного отпуска $550^{\circ}—15$ минут или соответственно через 15 минут при $550^{\circ}—1$ час. Как отмечалось выше, максимальное значение прироста твердости определяется также оптимальной температурой второго отпуска (рис. 2). Значительное ускорение стадии перерастания наблюдается после предварительного отпуска с наиболее высокой степенью дисперсионного упрочнения (рис. 3, в). Таким образом, получение максимального прироста твердости без заметного перестарения достигается при оптимальных значениях первой и второй ступеней сложного отпуска.

Сопоставление условий предварительного отпуска с последующим позволяет наметить оптимальный режим ступенчатого отпуска. Вариантом ускоренного отпуска для достижения максимальной твердости сплава будет двухступенчатый отпуск $500—550^{\circ}—15—30$ минут — $650^{\circ}—15—30$ минут. При экспериментальной разработке режима отпуска для литых дисперсионно-твердеющих режущих сплавов хорошие результаты показал трехступенчатый отпуск $550^{\circ}—15$ минут — $650^{\circ}—15—30$ минут — $550^{\circ}—1$ час [1, 2], получающий здесь известное наглядное обоснование.

ЛИТЕРАТУРА

1. А. Д. Клементьев. Исследование литых дисперсионно-твердеющих режущих сплавов. Известия вузов МВО СССР, «Черная металлургия», 1959, № 3, 77—83.
2. А. Д. Клементьев. Литые дисперсионно-твердеющие режущие сплавы. Современная конструкция режущих инструментов. Труды конференции инструментальщиков Западной Сибири. Сб. I. М., ВНИИ, 1962, стр. 242—252.