

**ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ЗАКАЛКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И
СВОЙСТВА ЛИТЫХ ЖЕЛЕЗОКОБАЛЬТВОЛЬФРАМОВЫХ
СПЛАВОВ**

А. Д. КЛЕМЕНТЬЕВ

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

На исходном этапе разработки дисперсионно-твердеющих режущих сплавов [1] ставилась задача исследования литого инструмента, получающего закалку в процессе литья и затем подвергающегося только отпуску. Этот вариант технологического процесса отличается наибольшей простотой, но предъявляет особые требования к химическому составу и условиям охлаждения сплавов при отливке, обеспечивающих самозакаливаемость сплавов.

Однако при изготовлении литого инструмента из дисперсионно-твердеющих сплавов возможен другой вариант технологии, предусматривающей закалку после литья и освобождающий от указанных ограничений. При этом возможно применение различных видов промежуточной обработки, например, термической. Использование обработки давлением для варианта кованого инструмента создает дополнительные возможности воздействия на свойства сплавов. В связи с данными соображениями было проведено исследование сплавов, подвергавшихся дополнительной закалке от температур 1300°С.

Тройные железокобальтвольфрамовые сплавы [2] в состоянии отливки имеют структуру, отражающую ее связь с первичной кристаллизацией. Характерна структура исходного сплава 2 (20% Co, 20% W) (рис. 1, а).

Сплавы, имеющие гамма-альфа-превращение [2], после закалки в воде и масле приобретают мелкозернистую структуру, особенно высокая мелкозернистость была получена в сплаве 2 (25% Co, 25% W) (рис. 1, б). Закалка в воде и масле дает совершенно одинаковую микроструктуру. Границы зерен извилистые, в сплавах, более легированных по сравнению с исходным, наблюдаются изолированные, очень мелкие, округлой формы или точечные выделения избыточной фазы (рис. 1, б). Такая микроструктура аналогична структуре некоторых кованных инструментальных сталей, например, быстрорежущих сталей с небольшим количеством хорошо разобщенных первичных карбидов в состоянии закалки.

Формирование микроструктуры тройных сплавов в процессе закалки может быть объяснено следующим образом. При нагреве под закалку из пересыщенного твердого раствора начинает выделяться избыточная фаза сначала в мелкодисперсном виде, которая по мере повышения температуры быстро укрупняется. (непродолжительный отжиг при 1000°С дает картину сплошных, весьма крупных выделений сферо-

идизированных частиц избыточной фазы), а при дальнейшем нагревании переходит в твердый раствор. Альфа-гамма-превращение происходит при большом количестве частиц избыточной фазы, что способствует образованию большого числа зерен новой фазы. При повышении температуры рост зерен сдерживается частицами интерметаллидов, оказывающихся главным образом по границе зерен. Естественно, сплавы с повышенным количеством избыточной фазы должны быть мелкозернистее, что должно благоприятно отражаться на меха-

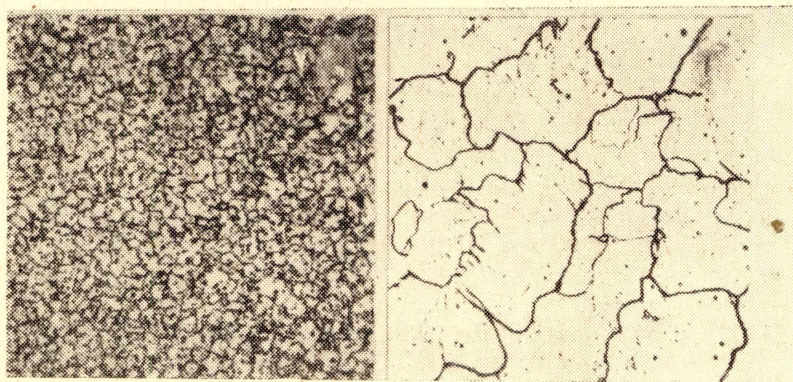


Рис. 1. Микроструктура сплавов:
а — спл. 8 (20% Co, 20% W), закалка в масле, $\times 86$;
б — спл. 2 (25% Co, 25% W), закалка в воде, $\times 600$.

нических свойствах. Однако остатки избыточной фазы по границам зерен отрицательно сказываются на прочности сплавов. При охлаждении сплавов гамма-альфа-превращение происходит в границах получившихся мелких зерен без изменения их конфигурации.

Представляет интерес сопоставление сплавов 8 и 2 различной легированности кобальтом и вольфрамом (рис. 1). В исходном состоянии прочность на изгиб сплавов 8 и 2 соответственно равна 230 и 192 кг/мм². Закалка в масле несколько снижает прочность на изгибе сплава 8 (212 кг/мм²) и немного повышает прочность сплава 2 (204 кг/мм²). Закалка в воде резко понижает прочность обоих сплавов, особенно более легированного (164 и 126 кг/мм²). Главной причиной снижения прочности в последнем случае является повышение внутренних напряжений при резком охлаждении в воде. Возможно охлаждение в масле (имея в виду малые размеры образцов, применявшихся при испытаниях) также излишне резкое, что не позволяет в полной мере реализовать улучшение структуры. Прочность того и другого сплава практически находится на одном уровне. Большей мелкозернистости сплава 2 противостоит наличие избыточной фазы, приводящей, очевидно, к некоторому снижению прочности.

Показательно изменение твердости и микротвердости рассматриваемых сплавов, закаленных при различной скорости охлаждения. Интегральная твердость сплавов 8 и 2 в исходном виде одинакова и равна 40 HRC, микротвердость же несколько больше у сплава 2, что может быть объяснено большей степенью легирования твердого раствора этого сплава (разница в микротвердости сплавов не улавливается первым методом).

Закалка в масле понижает твердость сплава 8 до 39 HRC, но повышает твердость сплава 2 до 42 HRC. Микротвердость твердого раствора при этом уменьшается у того и другого сплавов и оказывается по-прежнему меньше у сплава 8. Повышение интегральной твердости в сплаве 2 объясняется появлением частиц избыточной фазы, так как закалка от

температуры 1300°C фиксирует большее количество остаточной фазы, чем это имеет место при охлаждении сплава от жидкого состояния в процессе отливки.

Закалка в воде понижает твердость сплава 8 до 38 *HRC*, а сплава 2 до 40 *HRC*. Измерение микротвердости свидетельствует о большей степени закаленности твердого раствора того и другого сплавов по сравнению с закалкой в масле, чем и объясняется уменьшение интегральной твердости в сплаве 2 с избыточной фазой.

Относительное влияние кобальта и вольфрама можно уточнить, проводя аналогичный анализ твердости и микротвердости сплавов 6 (15% Co, 20% W) и 7 (20% Co, 25% W). При этом обнаруживается лучшая закаливаемость сплавов с преобладающим содержанием кобальта.

Таким образом, закаливаемость рассматриваемых сплавов возрастает с повышением скорости охлаждения и увеличением относительного содержания в сплаве кобальта.

Последующий отпуск вызывает дисперсионное упрочнение, целиком согласующееся со степенью закалки пересыщенного твердого раствора (более полной закалке соответствует большая твердость отпущенного сплава).

Выводы

1. Исследуемые сплавы в исходном литом состоянии имеют микроструктуру, отражающую ее связь с первичной кристаллизацией.

Сплавы при достаточно высокой степени легирования кобальтом и вольфрамом (свыше 20% Co, 20% W) после закалки в воде и масле приобретают весьма мелкозернистую структуру.

2. Повышение скорости охлаждения при закалке обеспечивает лучшую фиксацию пересыщенного твердого раствора, чему соответствует более высокая степень дисперсионного упрочнения, но и соответствующее снижение прочности на изгиб.

3. Преимуществам, возникающим в связи с улучшением структуры закаленных сплавов, должны соответствовать оптимальные химический состав и скорость охлаждения при закалке.

ЛИТЕРАТУРА

1. А. Д. Клементьев. Исследование литых дисперсионно-твердеющих режущих сплавов. Известия вузов МВО СССР, Черная металлургия, изд. Сибирского металлургического института, № 3, 1959.

2. А. Д. Клементьев. Микроструктура и свойства железокобальтвольфрамовых сплавов, закаливающихся в процессе литья. (См. настоящий сборник).