

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖЕЛЕЗОКОБАЛЬТВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ, ЗАКАЛИВАЮЩИХСЯ В ПРОЦЕССЕ ЛИТЬЯ

А. Д. КЛЕМЕНТЬЕВ

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

В исследованиях [1, 2], посвященных разработке литых режущих дисперсионно-твердеющих железокобальтвольфрамовых сплавов, были обнаружены некоторые закономерности связи структуры со свойствами данных сплавов. Последующие исследования [3, 4] указали на наличие более сложной зависимости свойств от структуры.

Данная статья посвящена исследованиям микроструктуры, влияющих на нее факторов и связи со свойствами, важными для оценки режущей способности сплавов, закаливающихся в процессе литья.

Сплавы выплавлялись в вакуумной индукционной печи, разливка производилась внутри печи в металлическую форму. Закаленные при отливке сплавы подвергались только отпуску. Непременным условием такого технологического процесса является самозакаливанию сплавов, предъявляющее особые требования к химическому составу и условиям охлаждения сплавов в процессе отливки.

Общую картину влияния на микроструктуру химического состава и превращений в сплавах можно представить по схематизированной пространственной диаграмме состояния основных компонентов сплава, построенной по данным [5], приведенной на рис. 1 для интервала температур от 20 до 1300°C.

Обширные области α - и γ -состояния сплавов разделены узкой промежуточной областью, имеющей широкий перегиб на уровне температур порядка 950°C. При этом γ -область оказывается сильно расширенной при высоких, а α -область, соответственно, расширенной при низких температурах. В результате получается большая область сплавов, имеющих γ - α -превращение и очень узкая, примыкающая к Fe-W-стороне диаграммы область чисто ферритных сплавов.

Поверхность предельной растворимости вольфрама в сложном твердом растворе образует узкую область, расположенную вдоль всей Fe-Co-стороны диаграммы. Сужение этой области с понижением температуры указывает на наличие большой области сплавов, склонных к дисперсионному твердению за счет выделения вольфрамовидов железа и кобальта (Θ -фазы). Разновидности фазового строения дисперсионно-твердеющих сплавов в состоянии закалки могут быть следующие (рис. 1). Сплавы без γ - α -превращения, ферритные типа 1—1 и аустенитные типа 3—3. Сплавы с γ - α -превращением без избыточной фазы типа 2—2 и с избыточной фазой типа 4—4. Кроме того, могут быть спла-

вы, содержащие одновременно α - и γ -фазы, а также с избыточной фазой или без нее. К этому следует добавить широкие возможности вариаций структурных составляющих, а следовательно и многообразие микроструктур и обуславливаемых ими свойств сплавов.

Рассмотрим действие присадок на изучаемые сплавы. Как было показано [1], в качестве режущих должны быть использованы сплавы, структура которых может быть усовершенствована за счет перекристаллизации, то есть сплавы, испытывающие γ - α -превращение.

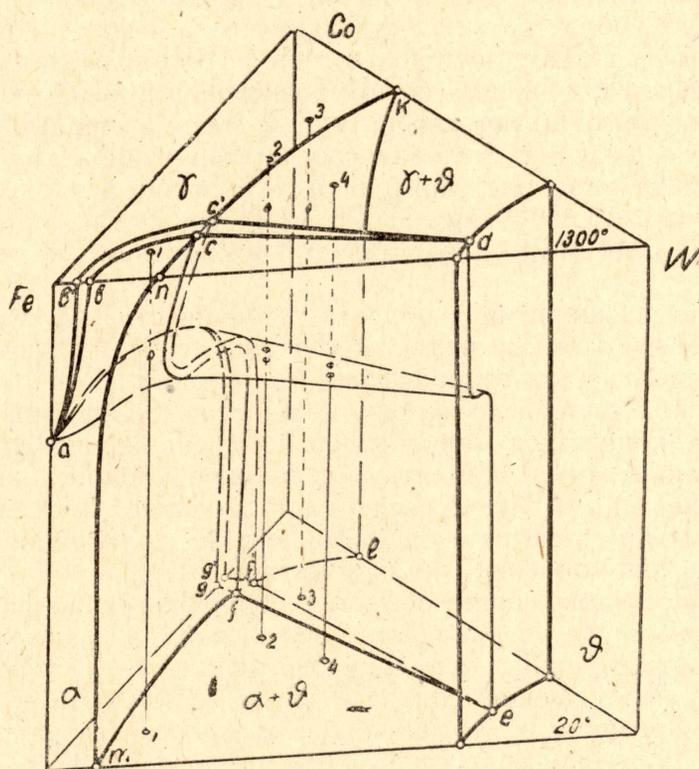


Рис. 1 Схематизированная тройная диаграмма состояния (по данным [5])

В качестве исходного сплава для введения присадок был выбран сплав, по составу отвечающий точке c' диаграммы состояния (рис. 1). Этот сплав испытывает γ - α -превращение при относительно небольшой концентрации кобальта и вольфрама (по 20%), но обладает достаточно высокой степенью дисперсионного упрочнения. Положение его на стыке основных областей состояния сплавов позволяет легко оценивать влияние присадок на микроструктуру. При легировании сплав будет как бы перемещаться в соседние области диаграммы, при этом будет изменяться и температура γ - α -превращения.

На выбор легирующих элементов должно накладываться важное ограничение: они не должны ухудшать условий дисперсионного твердения сплавов. С этой целью была разработана гипотеза [6], позволяющая оценивать элементы по их влиянию на количество избыточной фазы, участвующей в дисперсионном упрочнении сплава и дающая возможность целесообразно изменять соотношение элементов в сложном твердом растворе. Гипотеза нашла хорошее качественное подтверждение на широком круге систем дисперсионно-твердеющих сплавов и в наших экспериментальных исследованиях.

Была показана возможность использования без ограничения никеля, значительных концентраций марганца, хрома, кремния, ванадия, небольших присадок титана, ниобия, тантала, бериллия и только в качестве модификаторов бора и циркония. При условии снижения в сплаве концентрации вольфрама могут быть увеличены размеры присадок хрома, марганца, кремния, ванадия и, что важно с точки зрения замены вольфрама, также — титана, ниобия, тантала и бериллия. Молибден аналогичен вольфраму и может использоваться в широких пределах для его замены.

Другим важным критерием оценки присадок является их влияние на устойчивость областей существования α - и γ -фаз. Применительно к исследуемым сплавам достаточно хорошо оправдывается положение [7], что элементы с меньшим числом электронов в недостроенной d -оболочке стабилизируют низкотемпературную фазу, а с большим — высокотемпературную фазу при условии соответствия типов кристаллических решеток модификаций растворителя и легирующего элемента. Отсюда стабилизируют α -фазу: W, Mo, Si, Cr, V, Ti, Be и др; стабилизируют γ -фазу: Co, Ni, Mn (Mn представляет исключение из приведенного правила).

Элементы, расширяющие область устойчивости γ -фазы и имеющие близкие к железу атомные размеры (Ni, Mn), способствуют некоторому уменьшению количества второй фазы, что соответствует (рис. 1) перемещению сплава из точки c' в зону γ -области (сплав типа 2—2). При этом должна понизиться температура γ - α -превращения. При значительном легировании этими элементами возможно полное выклинивание α -фазы (сплав типа 3—3). С введением элементов, снижающих общую взаимную растворимость их в твердом растворе, должна появиться избыточная фаза в состоянии закалки (сплав типа 4—4).

Элементы, расширяющие область устойчивости α -фазы, несущественно превышающие по размерам своих атомов железо (Cr, V, Si и др.), вызывают тенденцию к повышению количества второй фазы, что соответствует перемещению сплава в зону $\alpha + \theta$ -области, в то же время сдвигая γ - α -превращение в зону более высоких температур. Такие же элементы со значительно большими атомными размерами (Ti, Nb, Ta) резко увеличивают количество избыточной фазы. При полном выклинивании γ -фазы получаются чисто ферритные сплавы. Комбинируя элементы противоположного влияния на устойчивость α - и γ -фаз, можно варьировать состав сплавов.

Гамма-альфа-превращение оказывает влияние на закаливаемость сплавов. При этом превращении возникают структурные напряжения, способствующие распаду твердого раствора. Следует иметь в виду и различие в растворимости элементов в α - и γ -фазах. Кроме того, сдвиг γ - α -превращения в область более высоких температур с большей диффузионной подвижностью атомов стимулирует преждевременный распад твердого раствора, а снижение этой температуры способствует сохранению пересыщенного состояния твердого раствора. Закаливаемость сплавов зависит также от технологии литья [4].

Как показали исследования, чем полнее закалка, тем меньше исходная твердость и выше степень дисперсионного упрочнения, больше прочность на изгиб и лучше режущие свойства.

Микроструктура сплавов в исходном виде отражает первичную дендритную кристаллизацию (рис. 2). Границы зерен извилистые, в некоторых сплавах возникают участки мелковетвистых дендритов (рис. 2, а). Избыточная фаза располагается в виде сплошных пограничных выделений или точечных скоплений по границам зерен, особенно в изрезанных участках структуры (рис. 2, б). В ряде случаев картина маскируется распадом твердого раствора.

Связь микроструктуры со свойствами такова: модифицирование, приводящее к получению более мелкозернистой структуры с компактной формой первичных кристаллов [3], наиболее эффективно повышает механические и режущие свойства. Наличие в сплаве избыточной сплошной пограничной фазы снижает прочность на изгиб, резко ухудшает режущие свойства. Возникают крупные сколы режущей кромки инструмента. Разветвленность кристаллов ухудшает свойства, вызывает их неравномерность [4].

При появлении в стыках дендритов мелковетвистых участков (рис. 2) возникает значительная неравномерность свойств (особенно хорошо обнаруживаемая при исследовании микротвердости) как в отдельных участках, так и по сечению отливки. Механические и режущие свойства ухудшаются по направлению к центральной части отливки.

Участки разветвлений дендритов являются местами сосредоточения частиц избыточной фазы и всевозможных дефектов, в частности, усадочной и газовой пористости. Другим обстоятельством, способствующим ухудшению свойств в этих участках, является склонность к преждевременному распаду твердого раствора в тонких ветвях дендритов. Даже при достижении на поверхности отливки хорошей закалки сплошных участков дендритов в разветвленных участках имеет место частичный преждевременный распад твердого раствора. В этих условиях даже весьма незначительное изменение закаленности сплава по сечению отливки приводит к тому, что во внутренней ее части микронеоднородность свойств оказывается выражена более резко, а с ней возрастает и разница в свойствах в различных участках сечения отливки. Эта неравномерность свойств усиливается после отпуска сплавов.

В сплавах с разветвленной структурой дендритов (рис. 2) снятие вакуума при разливке сплавов снижает неравномерность свойств по

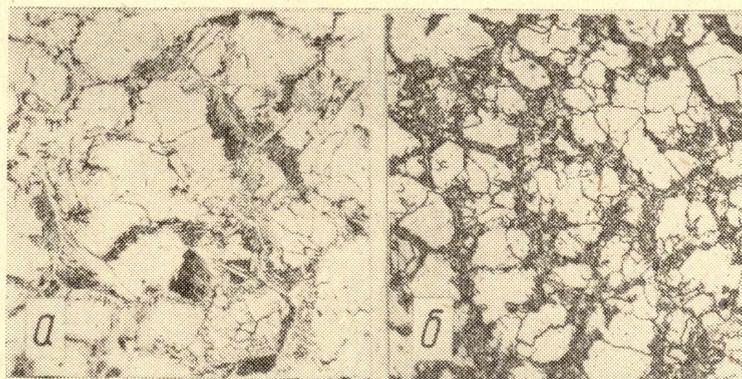


Рис. 2. Микроструктура сплавов в исходном литом состоянии, X 86: а — 20% Co, 10% W, 10% Mo, 0,1% Ti;; б — 20% Co, 10% W, 10% Mo, 0,5 Nb.

сечению отливки. Это может быть объяснено как уменьшением пористости вследствие увеличения давления при кристаллизации, так и, возможно, улучшением сквозной закалки сплава за счет несколько большей скорости охлаждения отливки в воздухе по сравнению с охлаждением в вакууме.

Отсюда вытекает целесообразность использования методов литья с применением давления на кристаллизующийся металл, а также имеющей очевидные экономические преимущества наплавочной технологии, поскольку повышение свойств исследуемых сплавов легче достигается в тонких слоях поверхности отливки.

В тех случаях, когда микроструктура свидетельствует о преждевременном распаде твердого раствора в процессе закалки, механические и режущие свойства ухудшаются (при этом повышается твердость после закалки, но снижается степень дисперсионного упрочнения). Наиболее неблагоприятно сказывается снижение закаленности на сплавах с неоднородной структурой, особенно при наличии в структуре избыточной фазы.

Отпуск в сплавах с благоприятной структурой снижает прочность на изгиб на 25 ÷ 30% и значительно больше — в сплавах с неоднородной структурой.

ЛИТЕРАТУРА

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

2. А. Д. Клементьев. Литые дисперсионно-твердеющие режущие сплавы. Современные конструкции режущих инструментов. Труды конференции инструментальщиков Западной Сибири, сб. 1, М., ЦИНТИАМ, 1962.

3. А. Д. Клементьев. Модифицирование железокобальтвольфрамовых сплавов. Известия ТПИ, т. 157, Томск, 1970.

4. А. Д. Клементьев. Исследование неравномерности свойств в сечении отливки из железокобальтвольфрамомолибденовых сплавов. Известия ТПИ, т. 173, Томск, 1970.

5. W. Köster und W. Tonp. Das System Eisen-Kobalt-Wolfram. Archiv für das Eisenhüttenwesen, N 8, 1932.

6. А. Д. Клементьев. О растворимости элементов в дисперсионно-твердеющих сплавах. Известия ТПИ, т. 107, Томск, 1963.

7. А. Д. Швопе. Роль структуры в вопросах конструирования сплавов. Структура металлов и сплавов (с англ.), сб., М., Металлургиздат, 1957.