

Таким образом, обобщая результаты выполненных исследований, можно сделать вывод о том, что одним из эффективных методов повышения качества бетона является электрохимическая активация воды, а присутствие в ней химически активного коллоидного гидроксида алюминия, ускоряет процессы гидратации и структурообразования цементного камня и повышает качество бетона.

Список литературы

1. Ахвердов И.Н. Основы физики бетона. - М.: Стройиздат, 1981, 464с.
2. Сычев М.М. Твердение вяжущих веществ. - Л.: Стройиздат, 1974, 80с
3. Левчук Н.В., Добрунова В.М. Теоретические аспекты влияния коллоидного гидроксида алюминия на процессы гидратации портландцемента./ Вестник БрГТУ, №1, «Строительство и архитектура» / Брест, 2002, с 43-44.

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ ЛЕГИРОВАНИЯ Fe-Cr-Ni

Еланцева Е. В., Беликов С. В.

Уральский государственный технический университет, г. Екатеринбург,
tofm@mail.ustu.ru

Коррозионно-стойкие высокопрочные сплавы системы легирования Fe-Cr-Ni применяются для изготовления деталей, используемых для обустройства скважин нефтяных и газовых месторождений. Определяющим фактором использования данного сплава является коррозионная стойкость, в частности, стойкость к сероводородному растрескиванию, к питтинговой, щелевой и межкристаллитной коррозии, поскольку рабочие среды содержат влагу, сероводород, углекислый газ, ионы хлора [1]. Освоение глубоких скважин требует материалов с высоким уровнем прочности, что подразумевает предел текучести $\sigma_{0,2} = 758...895$ МПа, и достаточно высокие пластические свойства. Достижение такого уровня механических свойств возможно путем проведения деформационно-термической обработки.

Целью данной работы является разработка режимов деформационно-термической обработки, которые позволят получить удовлетворительные механические свойства.

Материалом для исследований служили образцы, отобранные от трубной заготовки из сплавов системы легирования Fe-Cr-Ni (хим. состав приведен в табл. 1). Для металлографического исследования использовался оптический микроскоп Neophot-2, растровую электронную микроскопию осуществляли на приборе Philips SEM 535 при ускорении $U = 30$ кВ с микроанализатором EDAX Genesis 2000, просвечивающую электронную микроскопию проводили с помощью микроскопа JEM-200 CX.

Таблица 1. Химический состав сплавов

№ сплава	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	Al	V	Co	Nb
1	0,02	0,11	1,48	0,007	0,005	1,0	29,48	28,46	3,06	0,02	0,04	0,03	0,02	0,1
2	0,02	0,28	0,58	0,02	0,001	0,76	31,26	25,35	3,21	-	-	-	-	-
3	0,01	0,45	1,7	0,02	0,001	0,9	30,4	26,4	3,3	-	0,07	-	-	-
4	0,01	0,36	0,69	0,01	0,003	1,54	38,95	22,54	3,14	0,74	0,007	0,04	0,07	0,06

При легировании данных сплавов стремятся к получению максимально стабильной аустенитной структуры, что достигается повышением содержания никеля (отношение $Ni/Cr > 1$). Низкое содержание углерода, и повышенное отношение $Ti, Nb/C > 10$ обеспечивает в исходном состоянии присутствие карбидов NbC и TiC и карбонитридов $Nb, Ti(C, N)$, которые препятствуют образованию карбидов хрома, понижающих коррозионную стойкость сплава. Изучение микроструктуры показало, что сплавы № 2–4 (уровень содержания никеля относительно суммарного содержания хрома и молибдена во всех случаях больше 1) не склонны к выделению вторых фаз. Тогда как на образцах, отобранных от трубной заготовки из сплава №1, выявлена сильная неоднородность структуры металла: наблюдались полосы с различной плотностью распределения частиц второй фазы, которые впоследствии были идентифицированы, как σ -подобная легированная фаза системы $Fe-Cr-Mo$. Для дальнейшей обработки данного сплава необходимо было избавиться от выделившейся охрупчивающей фазы. С этой целью была предпринята закалка для растворения нежелательных частиц, после которой в структуре была получена аустенитная структура с небольшим количеством карбидов Nb .

Далее образцы подвергали:

- 1 – холодной пластической деформации со степенями вытяжки: $e = 0,22... 1,3$;
- 2 – после деформации со степенью $e = 0,4$; $0,54$ был проведен низкотемпературный отжиг (600 ; 650 и 700 °C) в течение 30 минут, охлаждение в воде.

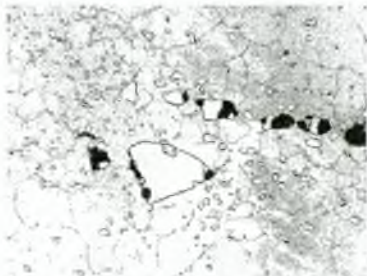


Рис. 1. Структура сплава № 1 в исходном состоянии

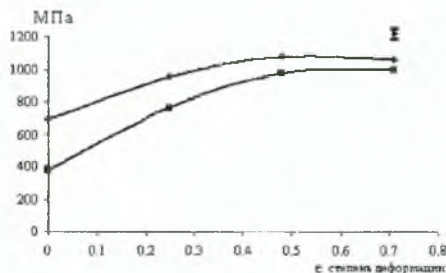


Рис. 2. Зависимость прочностных свойств сплава № 1 в зависимости от степени деформации (e)

Микроструктура холоднотемперированных образцов из данного вида сплавов представляет собой γ -твердый раствор с ГЦК-решеткой. С увеличением степени холодной пластической деформации происходит вытягивание зерен вдоль направления деформации.

В структуре сплава после деформации ($e = 0,4$) наблюдается достаточно однородное распределение дислокаций высокой плотности, в то же время наблюдаются области, в которых произошло образование отдельных слабо разориентированных ячеек (рис. 3). При увеличении степени деформации формоизменение металла осуществляется путем двойникования.

За упрочнение сплава ответственно повышение плотности дефектов кристаллического строения, поэтому добиться снижения предела текучести и повысить пластические свойства можно, используя в качестве окончательной обработки – низкотемпературный отжиг. Т.к. по мере повышения температуры в структуре сплава происходит перераспределение, аннигиляция и формирование полигонизованной структуры, сопровождающееся уменьшением прочностных характеристик. Температура и длитель-

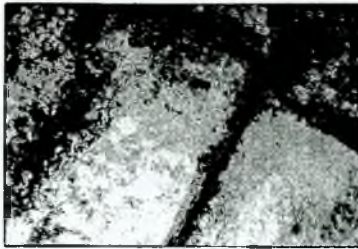


Рис. 3. Светлопольное электронно-микроскопическое изображение сплава №1 после пластической деформации $\epsilon = 0,4 \times 10000$.

общего удлинения также начала снижаться. С помощью оптической микроскопии не удалось выявить структурных изменений, объясняющих это явление. Вследствие чего были проведены испытания на ударный изгиб. Поверхности излома образцов представлены на рис. 6: а) после пластической деформации $\epsilon = 0,4$ и б) после такой же деформации + последующий отжиг при 700°C .

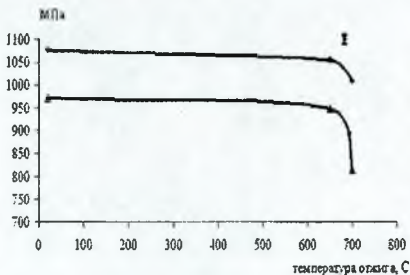


Рис. 4. Влияние температуры отжига ($\tau = 30$ мин) на прочностные свойства сплава №1: ● — σ_b , ▲ — σ_t .

ность процесса для одного и того же материала определяется степенью предварительной деформации. Поэтому дальнейшее исследование было посвящено установлению зависимости температуры начала полигонизации от степени истинной деформации.

Влияние температуры нагрева на прочностные и пластические свойства сплава при $\epsilon = 0,4$ представлено на рис. 4, 5.

Изотермическая выдержка при температуре 650°C не приводит к заметному снижению прочностных свойств, а пластические свойства показали незначительное повышение. При выдержке при 700°C достигнуто интенсивное разупрочнение сплава №1 (примерно $130 \dots 140$ МПа), при том, что величина

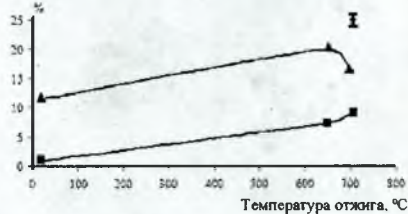


Рис. 5. Влияние температуры отжига на пластические свойства сплава №1: ▲ — δ ; ■ — δ_p .

Характер излома вязкий, на поверхности излома в обоих случаях обнаружены крупные «ямки» с включениями на «дне», в большинстве случаев оказывающимися нитридами титана и другими неметаллическими включениями. На поверхности излома образца после отжига помимо «ямок», полученных от неметаллических включений, можно рассмотреть «ямки» меньшего размера. Малый диаметр «ямок» не представляет возможности узнать химический состав включения. Из литературных данных известно [2], что в сплавах такой системы легирования при выделении по границам зерна σ -фазы происходит заметное снижение пластичности. Согласно этому, мы предполагаем, что данные «ямки» — это результат выделения σ -фазы. И так как данная фаза является мало пластичной и обладает повышенной твердостью, то даже незначительное ее появление уже сказалось на значениях пластических свойств.

В сплавах № 2–4 подвергнутых отжигу при температуре выше 700 °С также обнаружили появление σ -подобных фаз, несмотря на изначально благоприятную структуру этих сплавов (рис. 7).

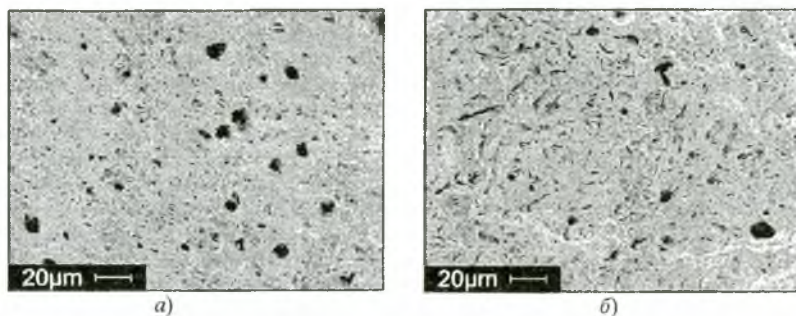


Рис. 6. Поверхность излома сплава № 1 в исходном состоянии (а). Поверхность излома образца после пластической деформации $\epsilon = 0,4$, отжига 700 °С (б)

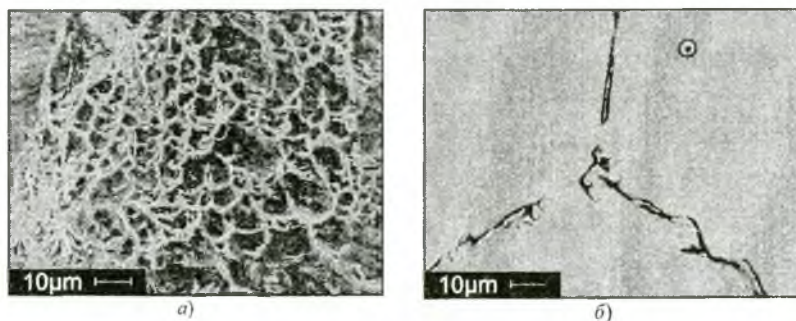


Рис. 7. Выделение σ -подобных фаз в сплаве № 2 после пластической деформации и отжига (а). Выделение σ -подобных фаз в сплаве № 3 после пластической деформации и отжига (б)

Следовательно, в сплавах системы легирования Fe–Cr–Ni необходимо проводить низкотемпературный отжиг выше температуры 650 °С, но ниже 700 °С.

Список литературы

1. Островская Т.В., Селиванов М.В. Зарубежные стали для работы в сероводородсодержащих средах // обзорная информация/ ин-т «Черметинформация», сер. «Металловедение и термическая обработка». М.:1983.25 с.
2. Специальные стали: Учебник для вузов / Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г., -2-е изд., перераб. и доп. М: МИСИС, 1999. 408 с.