

В сравнении с растворноупрочняемыми аустенитными хромоникелевыми сталями и сплавами хромомарганцевоазотистые стали имеют более высокие кратковременные механические свойства при умеренных температурах. Поэтому указанные стали относятся к перспективным нержавеющей высокопрочным материалам для работы в температурном интервале, в котором не реализуется длительная прочность.

Таким образом, безникелевые аустенитные хромомарганцевоазотистые стали, безусловно, могут найти применение в различных конструкциях энергетических установок. Малоактивируемость этих материалов делает их пригодными и для различных типов ядерных и термоядерных установок.

ЛИТЕРАТУРА

1. Паршин А.М. Структура, прочность и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении.- Л.: Судостроение, 1972.-288с.
2. Станюкович А.В. Хрупкость и пластичность жаропрочных материалов.-М.: Металлургия, 1967.- 199с.
3. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионностойких сталей и сплавов.- Челябинск: Металлургия, 1988.- 656с.

ИССЛЕДОВАНИЕ «ВОДОРОДНОЙ ХРУПКОСТИ» И ВАКУУМНОЙ ПЛОТНОСТИ МЕДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

С.В. Шевченко

Технические условия изготовления и эксплуатации некоторых видов из медных материалов предполагают их взаимодействие с восстановительной водородосодержащей средой при повышенных температурах. Как известно, в таких условиях эксплуатации медь как конструкционный материал может проявлять склонность к охрупчиванию. Охрупчивание меди в таких условиях связано с наличием в ней примеси кислорода. Но также известно, что само по себе наличие примеси кислорода в меди не приводит к ее охрупчиванию. Так, медь, содержащая примесь кислорода до 0,12% по массе, проявляет в интервале температур от 200 до 800°С высокую пластичность [1], в то время как медь, содержащая около 2×10^{-4} % кислорода при работе в водородосодержащей атмосфере может терять свою пластичность [2]. Обычно склонность медного материала к «водородной хрупкости» принято оценивать металлографически – по наличию в материале примеси ки-

слорода. Металлографический метод контроля [3] основан на сравнении микроструктуры анализируемой меди с эталонными микрофотографиями. Поскольку предел возможного определения кислорода в меди металлографическим способом составляет около 0,004%, а содержание кислорода в меди, проявляющей склонность к «водородной болезни», может быть значительно ниже 0,001%, то металлографические методы контроля могут служить лишь для выяснения возможных грубых нарушений технологического процесса производства «водородостойкой меди».

Оценочно растворимость кислорода в меди при комнатной температуре составляет около 1×10^{-4} % по массе. Его растворимость в меди при 675,735 и 1000°C составляет, соответственно, $1,9 \times 10^{-3}$; $2,2 \times 10^{-3}$ и $7,5 \times 10^{-2}$ % [4, 5]. В нелегированной меди при комнатной температуре избыточный кислород, превышающий 1×10^{-4} %, будет находиться в эвтектическом образовании: медь – закись меди.

Поведение водорода в меди определяется его эндотермической растворимостью и высокой диффузионной подвижностью. Диффузионная подвижность водорода в твердой меди описывается соотношением [6]:

$$D=1,1 \cdot 10^{-2} \exp(-41200/RT),$$

где: D – коэффициент диффузионной подвижности, $\text{см}^2 / \text{с}$;

T – температура, K.

Диффундируя в меди, водород, при наличии закиси меди, способен восстановить ее до металла, но при этом на каждые два атома восстановленной меди будет образовываться молекула воды, не диссоциирующая и не растворимая в кристаллической меди. Термодинамические условия направления этой реакции вправо предусматривают повышение температуры, а также определенное количество кислорода и водорода. Необходимо также отметить, что эвтектика Cu–Cu₂O, как правило, располагается по границам зерен и субзерен медного материала; выделение избыточного водорода в меди а также, как правило, происходит там же. Следовательно, водяной пар – продукт взаимодействия кислорода и водорода – будет также преимущественно образовываться и выделяться в этих же местах – по границам зерен и субзерен медного материала.

В данной работе исследование «водородной хрупкости» и вакуумной плотности медных материалов проводили на лентах, которые получали холодной прокаткой с промежуточными отжигами, при температуре 550°C, горячепрессованных шин. Испытания на склонность материалов к «водородной хрупкости» проводили с использованием металлографического метода, в соответствии с ГОСТом 24048-80, и метода гибовых испытаний. Исследования проводили на образцах, прошедших отжиг как в вакууме 2×10^{-5} мм рт. ст., так и в атмосфере проточного водорода при температурах 850, 950 и 1020°C в течение 0,5 часа. Образцы для гибовых испытаний вырезали по направлению прокатки. Вакуумную плотность образцов медных материалов определяли с использованием метода проникновения гелия на

образцах, отожженных в вакууме 2×10^{-5} мм рт. ст. при температурах 800 и 1000°C в течение 10 часов. Локализацию на образцах мест натекания проводили с использованием методов пинетрации. Поверхность образцов изучали под микроскопом МБС-9, металлографические исследования структуры проводили на микроскопе МИМ-8 при увеличениях от $\times 100$ до $\times 600$.

После отжига при всех температурах исследования как в вакууме, так и в водороде, образцы из высокочистой меди (МВЧ) и меди электроннолучевой плавки (МВЭ), поверхностных дефектов не проявляли – наблюдалась только зеренная структура с тонко протравленными границами.

На поверхности образцов меди индукционной вакуумной плавки (МВИ) наблюдались хорошо протравленные границы зерен, мелкие «вздутия» и следы мелких (до 5 мкм) включений как по границам, так и внутри зерен. Плотность дефектов не зависела от условий и температуры отжига.

На поверхности образцов бескислородной меди (МОб), меди МОк, М1 и М2 после высокотемпературных, отжигов, на фоне глубоко протравленной зеренной структуры, наблюдались локальные оплавления эвтектического характера, кратеры, по-видимому, сформировавшиеся из-за испарения летучих примесей, и мелкие «вздутия» поверхности. Количество дефектов на единице поверхности увеличивалось с повышением температуры отжига.

Образцы микролегированной (ММВ) иттрием, скандием, цирконием меди, содержащей одну из добавок до 0,005%, после отжигов в вакууме проявляли на поверхности отдельные растравы. Образцы меди ММВ с добавками 0,01% и выше как после отжига в вакууме, так и после отжига в водороде дефектов поверхности не проявляли.

Обнаруженные поверхностные микродефекты медных материалов – «вздутия», кратеры, эвтектические оплавления – проявляют наличие в этих материалах распределения примесей. Это подтверждается дополнительными исследованиями состояния поверхности лент как в исходном состоянии, так и после отжигов в вакууме при температурах 400–600°C.

В табл. 1 представлены результаты гибовых испытаний лент из исследуемых медных материалов. Как показывают результаты табл. 1, требованиям ГОСТа 24048-80 по числу гибов с перегибами, для материалов, работающих в водородной среде, не удовлетворяет полностью медь марки М1 и М2, а также частично медь МОк, МОб и МВИ.

При металлографических исследованиях образцов меди МОк, М1, М2 и частично меди МОб, прошедших термообработку при 850-1020°C на не травленных шлифах, наблюдаются цепочки мелких включений, имеющих в поляризованном свете оранжевую окраску. После травления шлифов в разбавленной азотной кислоте на местах таких включений появляются пустоты. Для этих материалов, на металлографических шлифах, сделанных вблизи места разрушения образцов при гибовых испытаниях, наблюдаются межзеренные трещины, образующиеся при слиянии пустот. На меди МВЧ, МВЭ

и ММВ металлографический анализ таких дефектов не обнаруживал.

Особенностью микролегированных медных материалов (ММВ) с добавками поверхностно активных элементов 0,03% и больше, после отжигов

Таблица 1

Результаты гибовых испытаний образцов медных материалов

Материал	Число гибов до разрушения после отжига при температуре, °С					
	отжиг в вакууме			отжиг в водороде		
	850	950	1030	850	950	1030
МВЧ	33	38	45	42	33	33
МВЭ	18	19	18	19	19	17
МВИ	16	16	18	19	12	10
Моб	14	15	15	17	16	10
Мок	17	13	9	14	8	8
М1	15	16	18	7	8	7
М2	3	3	3	4	3	3
ММВ (0,005%У)	17	18	18	18	19	19
ММВ (0,01%У)	17	18	18	18	18	18
ММВ (0,02%У)	16	17	17	20	18	19
ММВ (0,03%У)	17	17	17	19	18	18
ММВ (0,05%У)	17	18	18	19	19	18
ММВ (0,08%У)	17	18	18	19	18	18
ММВ (0,005%Sc)	21	23	23	23	23	23
ММВ (0,01%Sc)	20	20	20	23	23	20
ММВ (0,02%Sc)	17	18	18	20	18	18
ММВ (0,005%Zr)	21	21	20	22	21	18
ММВ (0,01%Zr)	20	22	21	21	21	19
ММВ (0,02%Zr)	22	22	22	22	22	22
ММВ(0,02%У+0,02%Zr)	17	17	17	19	18	18
МВП (2%Pd)	16	16	15	16	16	16
МВП(0,1%Pd+0,015%У)	16	17	17	20	19	19

при температурах 850°С и выше, наблюдаются цепочки выделений интерметаллидной второй фазы. Как показывают гибовые испытания, локальные выделения такого типа не оказывают заметного влияния на показатели гибовой пластичности их содержащих материалов.

По вакуумной плотности исследуемые материалы, за исключением М1, М2, Мок и некоторых образцов МОб и МВИ, являются вакуумплотными. Анализ мест натеканий на негерметичных образцах показывает, что основной причиной, приводящей к потере герметичности, является случайное слияние протяженных выделений эвтектики медь – закись меди по границам зерен, восстанавливаемой, при повышенных температурах, водородом.

Приведенные данные дают возможность заключить, что медные материалы М2, М1, МОк, МОб, МВИ, и ММВ, с добавками поверхностно-активных элементов 0,005% и меньше, нецелесообразно рекомендовать к использованию в качестве конструкционных материалов, работающих при повышенных температурах в восстановительных, водородосодержащих средах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бутомо Д.Г. Цветные металлы. – 1964. – №5. – С.70-72.
2. Гаген-Торн К.В. Влияние примесей на свойства нелегированной меди. – М.:Цветметинформация, 1979. – 28с.
3. ГОСТ 24048-80. Методы определения «водородной хрупкости».
4. Дриц М.Е. и др. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди. – М.:Наука, 1979. – 248с
5. Бутомо Д.Г., Зедин Н.И. Цветная металлургия (Бюл. ин-та «Цветметобработка»). – 1968. – №2. – 63с.
6. Wampler W., Schober T., Lengele B. -Philosophical Magazine, 1976, V.34, №1, p.123-141.

ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ЗА СЧЕТ УМЕНЬШЕНИЯ ИХ ПОРИСТОСТИ

В.И. Бетехтин

Микроскопические поры и трещины (в дальнейшем - пористость) являются характерными трехмерными дефектами для широкого круга твердых тел [1]. При классификации пористости полезно выделить два ее основных типа: приобретенную и врожденную. Первый тип - это пористость, которая образуется в процессе пластической деформации материалов при статическом или циклическом нагружении, ползучести, механической полировке и т.д. Анализ экспериментальных данных показывает, что минимальные размеры устойчивых деформационных микронесплошностей около 100 нм, а максимальное разуплотнение, обусловленное этими несплошностями в предразрывном состоянии, порядка 1%. Форма деформационных микронесплошностей может быть эллипсоидальная (соотношение осей 1 : 2), клиновидная (1 : 5), остроконечная, щелевидная (1 : 10). К первому типу пористости относится также пористость, которая образуется в материалах вследствие интенсивных воздействий (радиационных, лазерных), при наводороживании, коррозии и т.д. Отметим, что минимальный размер микронесплошностей, образующихся, к примеру, при низкоэнергетическом облучении ($E = 40$ эВ) около 2 нм (газовые пузырьки); при облучении потоками, спо-