

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ – ОПРЕДЕЛЯЮЩИЙ ФАКТОР МАТЕРИАЛА ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКОГО КОНТУРА С ЛИТИЕВЫМ ТЕПЛОНОСИТЕЛЕМ

В. П. Красин, И. Е. Люблинский



**КРАСИН
Валерий
Павлович**

Доктор физико-математических наук, профессор кафедры «Физика» МГИУ. Специалист в области материаловедения ядерных энергетических установок. Автор более 40 научных трудов.

Наиболее чистым источником энергии, реально доступным человечеству в ближайшем будущем, может быть термоядерная энергетика. Ее принципиальное преимущество перед ядерными источниками энергии заключается в присущей термоядерному реактору внутренней безопасности и возможности избежать накопления долгоживущих и высокоактивных радиоактивных отходов за счет применения малоактивируемых материалов. В настоящее время усилия специалистов большинства стран, включая Российскую Федерацию сконцентрированы на реализации концепции международного термоядерного экспериментального реактора ИТЭР (ITER¹). Поскольку литий, обеспечиваю-

щий расширенное воспроизводство трития в реакторе, обладает уникальным комплексом физических и теплофизических свойств и как теплоноситель в настоящее время технологически освоен, его использование при создании термоядерного реактора рассматривается как одно из возможных решений.

В настоящее время аустенитные нержавеющие стали и сплавы на основе ванадия привлекают наибольшее внимание как возможные конструкционные материалы для самоохлаждаемого литий-литиевого blankets термоядерного реактора (ТЯР) [1]. В таблице приведены данные по химическому составу ряда металли-



**Люблинский
Игорь
Евгеньевич**

Кандидат технических наук, старший научный сотрудник. Начальник лаборатории ФГУП «Красная Звезда». Сфера научных интересов – инженерно-физические и материаловедческие проблемы термоядерной и космической энергетики. Автор 150 научных трудов.

¹Сокр. от англ. International Thermonuclear Experimental Reactor

Номинальный химический состав металлических сплавов для ТЯР

Марка плава	Содержание элемента, %											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	V	Ti	Ta	W	N
08X18H10T	0,08	0,8	2,0	18	9	-	-	-	<0,1	-	-	-
08X16H11M3	0,08	0,8	2,0	16	11	2,5	-	-	<0,1	-	-	-
09X16H15M3Б	0,09	0,4	0,8	16	15	3	0,65	-	-	-	-	-
304	0,08	1,0	2,0	19	9	-	-	-	-	-	-	-
316	0,08	1,0	2,0	17	12	2,5	-	-	-	-	-	-
316LN-IG	0,03	0,5	2,0	18,0	12,5	2,7	0,005	-	0,15	-	-	-
PCA	0,05	0,4	1,7	14	16	2,5	-	-	0,25	-	-	-
DIN 1.4970	0,06	0,5	2,0	15	16	11	-	0,04	0,6	-	-	-
DIN 1.4988	0,08	0,5	1,2	16	13	1,4	0,9	18	-	-	-	-
06X12Г14Н4Ю	0,06	0,5	14	12	4	0,5	-	-	0,02	-	-	-
10X12Г20В	0,10	-	20	12	0,05	-	-	-	-	-	0,9	0,01
07X13Г20А	0,07	-	20	13	0,50	-	-	-	-	-	-	0,10
Carpenter	0,11	0,6	18	18	0,5	1,1	-	-	-	-	-	0,4
AMCR	0,2	0,6	18	10	0,7	-	-	-	-	-	-	0,06
ЭП-450	0,15	0,5	0,8	12	0,3	1,8	0,5	0,3	-	-	-	-
MANET I	0,15	0,4	0,75	11	0,9	0,8	0,16	0,25	-	-	-	0,03
MANET II	0,1	0,14	0,75	10	0,7	0,6	0,14	0,2	-	-	-	0,02
F82H	0,1	0,1	0,5	8,0	-	-	-	0,2	-	0,04	2,0	0,01
JLF	0,1	0,1	0,45	9,0	-	-	-	0,2	0,01	0,07	2,0	0,05
NLF	0,10	0,05	0,5	9,0	-	-	-	0,25	0,2	0,07	2,0	-
EUROFER	0,12	0,05	0,6	9	-	-	-	0,3	0,02	0,1	1,2	0,04
OPTIFER	0,1	0,05	0,05	9	0,005	0,005	0,009	0,25	0,007	0,06	1,0	0,15
ORNL 9CrWV	0,1	0,2	0,45	9	-	-	-	0,25	-	0,07	2,0	-

ческих сплавов, предлагаемых к использованию и разрабатываемых для применения в качестве конструкционных материалов ТЯР.

Наиболее важными характеристиками, определяющими возможность применения материалов этого класса для ТЯР при температурах 400–800 °С, являются поверхностная радиационная стойкость, объемная радиационная стойкость, механические свойства, совместимость с теплоносителями и средами, производящими тритий [2].

Существенной особенностью большинства применяющихся в реакторостроении сталей аустенитного класса является то, что они метастабильны при рабочих температурах ниже $\sim 0,5T_{пл}$. Это обстоятельство определяет воз-

можность протекания в сталях, эксплуатирующихся в радиационных условиях, структурно-фазовых превращений за счет радиационно-усиленной диффузии [3]. Влияние такого рода превращений в аустенитных сталях на перечисленные выше характеристики значительно, однако механизмы и характер этого влияния не исследованы и не осмыслены в полной мере.

Очевидно, что поведение сталей в условиях работы ТЯР зависит от их химического состава, который определяет, в конечном счете, фазовый состав материалов и характер его изменения. Рассмотрим, не касаясь механизмов процессов, влияние состава сталей системы железо-хром-никель, являющихся основой сталей, на их жаропрочные и коррозионные свойства.

При исследовании сталей и сплавов, предназначенных для оболочек твэлов быстрых реакторов, условия эксплуатации которых в наибольшей степени схожи с условиями работы материалов в ТЯР, были найдены композиции, обладающие оптимальным комплексом механических свойств. В работе [4] показано, что наилучшими механическими свойствами будут обладать аустенитные стали с содержанием хрома не выше 13% и никеля более 20%. Комплекс механических свойств этих сталей обеспечивается стабильностью аустенитной фазы.

Влияние легирования аустенитных сталей на их взаимодействие с жидкометаллическими теплоносителями и в том числе с литием, применение которого как теплоносителя и размножителя трития предусматривается в некоторых проектах ТЯР, исследовано в работе [5]. Температурная зависимость (рис. 1) растворимости никеля из сталей марок 09X16H15M3Б и X20H30Б5M3, имеющих во всем исследованном интервале температур однофазную γ -структуру в литии, описывается линейной зависимостью в координатах $\lg C - 10^3/T$ (где C – растворимость никеля в литии, T – абсолютная температура). Для остальных хромоникелевых сталей, имеющих при пониженной температуре двухфазную ($\gamma + \alpha$)-структуру, наблюдается отклонение температурной зависимости от линейной, что соответствует повышению активности никеля в этих сталях при температуре 550–700 °С.

Растворимость никеля из хромистых сталей, содержащих 0,5–1,5% этого элемента, в литии оказалась относительно выше, чем из аустенитных сталей (см. рис. 1). Это свидетельствует о более высоком коэффициенте активности никеля в хромистых сталях, чем в хромоникелевых. Так, при температуре 800 °С коэффициент активности никеля в хромоникелевом аустените составляет 0,2–0,3, а в хромистом феррите – 1,0–2,0. Известно также, что коэффициент активности хрома в твердом растворе на основе ГЦК-железа равен 2,0–3,0 [6], что значительно выше, чем в растворе с ОЦК-струк-

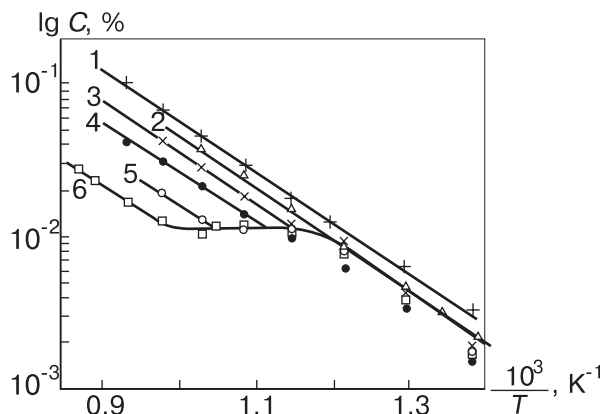


Рис. 1. Температурная зависимость растворимости никеля из железоникелевых сплавов в литии:
1 – X13H30; 2 – X13H25; 3 – X13H20; 4 – X13H15;
5 – X13H10; 6 – X13H5

турой. Исследования перераспределения никеля, хрома, молибдена между γ - и α -фазами двухфазных хромоникелевых сталей доказали, что коэффициент распределения никеля больше 1,0, а хрома и молибдена – меньше 1,0 [7].

Таким образом, экспериментальные и литературные данные свидетельствуют, что минимальной активностью компоненты сплавов обладают в твердых растворах со структурой, соответствующей их структуре как чистых элементов. Следовательно, для повышения стойкости хромоникелевых сталей в жидкометаллических теплоносителях содержание никеля или другого γ -стабилизирующего элемента в них необходимо повышать до минимального уровня, обеспечивающего стабильность аустенита при рабочей температуре. Действительно, стали с более стабильным аустенитом, например, сталь типа 316 и 09X16H15M3Б более устойчивы к переносу масс, чем стали с более низким содержанием никеля, но имеющие двухфазную ($\gamma + \alpha$)-структуру [1].

Из полученных результатов, приведенных в работе [15], следует, что повышение коррозионной стойкости хромистых сталей может быть достигнуто при снижении содержания в них никеля, марганца и других металлов, отличающихся повышенной растворимостью в щелочных металлах и одновременно высокими коэффициентами активности в сталях с ОЦК-структурой. Это

закключение подтверждается тем, что легирование хромистой стали небольшими добавками никеля приводит к резкому снижению ее стойкости в литии [8].

Анализ научных публикаций показывает, что обеспечение стабильности однофазной γ -структуры в максимально широком интервале температур обеспечивает максимальную коррозионную стойкость аустенитных сталей в жидких, металлах. Стабилизация аустенита достигается снижением содержания хрома и повышением содержания никеля в сталях.

Поскольку в сталях в условиях ТЯР возможно достижение состояния, близкого к равновесному, сравним данные по влиянию никеля на свойства сталей, для которых имеются равновесные диаграммы состояния системы железо-хром-никель. Сплавы на основе железа, содержащие 13–20% хрома и более 10% никеля при температурах выше 550 °С (для которых экспериментально была построена диаграмма состояния), находятся в однофазной γ - или двухфазной ($\gamma+\sigma$)-области [9]. Другими словами, практически для всех рассмотренных выше сплавов увеличение содержания никеля приводит к улучшению свойств сталей и не сопровождается изменением их равновесного фазового состава. Ввиду того, что сведения по фазовым равновесиям в системе железо-хром-никель [9] недостаточно надежны и существенно расходятся с результатами расчетов температур фазовых равновесий [10], сделанных по методу Кауфмана (рис. 2), были экспериментально определены температуры фазовых равновесий $\gamma/(\gamma+\alpha)$ в сплавах на основе железа с 13% хрома и с 5, 10, 15, 20, 25 и 30% никеля (σ -фаза в сплавах такого состава, по имеющимся данным, не образуется). Содержание углерода в сплавах не превышало 0,01%, суммарное содержание других элементов было менее 0,1%.

Температуры фазовых равновесий определяли по температурным зависимостям равновесной растворимости никеля из исследуемых сплавов в литии высокой чистоты (см. рис. 1). Достоверность результатов, полученных этим методом, ранее уже была обоснована сравне-

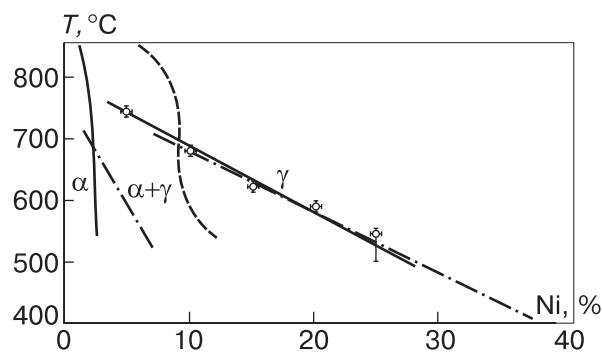


Рис. 2. Политермический разрез диаграммы состояния железо-хром-никель:
 ---- - [9]; — · — - [10];
 —○— - экспериментальные данные

нием полученных экспериментально и имеющихся диаграмм состояния двойных систем [11]. На основании полученных результатов построена часть политермического разреза диаграммы состояния железо-хром-никель для содержания хрома 13% (см. рис. 2). Построенная линия фазового равновесия $\gamma/(\gamma+\alpha)$ хорошо согласуется с расчетной. Видно, что двухфазная ($\gamma+\alpha$)-область сохраняется в сплавах до гораздо больших концентраций никеля, чем это следует из работы [9]. Учитывая это, можно предположить, что с увеличением содержания никеля в аустенитном сплаве снижается его потенциальная склонность к переходу в равновесное состояние, т. е. к выделению из аустенита ферритной фазы. Вместе с этим наблюдается синхронное повышение жаропрочных свойств сталей и сплавов.

В заключение можно отметить, что наиболее благоприятным сочетанием высокого уровня механических свойств и совместимости с жидкими металлами обладают стали, аустенит которых не имеет склонности к распаду с выделением ферритной фазы. Такая структура может быть обеспечена повышением содержания в стали никеля или других аустенитостабилизирующих элементов (что может частично компенсировать отрицательные эффекты, связанные с наличием никеля), понижением содержания хрома и соответствующим подбором других легирующих элементов, не вызывающих нарушения стабильности аустенита.

Список литературы

1. Литий в термоядерной и космической энергетике XXI века / Михайлов В.Н., Евтихин В.А., Люблинский И.Е. и др. – М.: Энергоатомиздат, 1999. – 528 с.
2. Альтовский И.В., Вотинов С.И., Гусева М.И. Физические проблемы материалов первой стенки термоядерных реакторов // Конструкционные материалы для реакторов термоядерного синтеза. 1983. С. 19–32.
3. Быстров Л.Н., Иванов Л.И., Платов Ю.М. Радиационно-стимулированные структурно-фазовые превращения в материалах первой стенки термоядерных реакторов // Конструкционные материалы для реакторов термоядерного синтеза. 1983. С. 5–18.
4. Kondo T., Nakajima H. Mechanical and metallurgical characteristic of iron-base austenitic alloys designed for LMFBR fuel cladding // Actes Conf. Int.: Compartem Irradiat Mater. Met. et Composant Couer React. Rapids, Ajaccio, 1979. P. 253–258.
5. Люблинский И.Е., Кузин А.П., Бескоровайный Н.М. Закономерности влияния легирования хромистых и хромоникелевых сталей на их стойкость в жидкометаллических теплоносителях // Материалы для атомной техники. – М.: Энергоатомиздат, 1983. С. 41–52.
6. Бескоровайный Н.М., Иолтуховский А.Г., Люблинский И.Е., Васильев В.К. Растворимость компонентов сталей типа ОХ16Н15МЗБ, а также ниобия и ванадия в литии // Физико-химическая механика материалов. 1980. Т. 16. № 3. С. 59–64.
7. Уткин Ю.А., Николаев В.А., Жуков В.Н. Радиационное распухание двухфазных аустенито-ферритных нержавеющей сталей // Атомная энергия. 1979. Т. 46. Вып. 5. С. 324–328.
8. Баландин Ю.Ф., Марков В.Г. Конструкционные материалы установок с жидкометаллическими теплоносителями. – Л.: Судпромгиз, 1961.
9. Rivling V. G., Raynor G. V. Critical evaluation of constitution of chromium-iron-nickel system // Int. Met. Rev. 1980. No. 1. P. 21–38.
10. Watkin J.S., Gittus I.E., Standring J. The influence of alloy constitution on the swelling of austenitic stainless steels and nickel based alloys // Proc. Int. Conf. on Radiation Effects in Breeder Reactor Structural Materials, Scottsdale, 1977. P. 467–478.
11. Люблинский И.Е., Бескоровайный Н.М., Кузин А.Н. Определение температур фазовых превращений в твердых сплавах на основе исследования их взаимодействия с жидким литием // Тез. докл. IV Всесоюзного совещания «Диаграммы состояния металлических систем». 1982. С. 155–156.