

## ЛИТЕРАТУРА

1. Нейбер Г. Концентрация напряжений. - М., 1976.
2. Михайлов В.С., Трифонов Ю.И. Измерение остаточных напряжений в изделиях из бериллия. Отчет ВНИИНМ, инв. №2823, 1981.
3. Dunegan H.L., Tatro C.A. Acoustic emission effects during mechanical deformation. Measurement of mechanical properties. Ed. R.F. Bunshah V.5, Part 2, Techniques of metals research, 1967. Vol.12.-P.273-311.
4. Pollock A.A. Stress-wave emission - a new tool for industry// Ultrasonics, 1968. Vol.6. №2. P.88-92.
5. Папиров И.И., Тихинский Г.Ф. Пластическая деформация бериллия. - М.: Атомиздат, 1973. - 304 с.

### **ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ НЕСТАБИЛИЗИРОВАННЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ АУСТЕНИТНЫХ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ**

**А.М. Паршин, М.А. Жукова, М.И. Криворук, Н.И. Куриленко**

Предлагаемая работа касается создания специальной аустенитной хромоникелевой вакуумно-плотной коррозионностойкой стали типа 18-8, обеспечивающей высокое качество металла и его рабочих поверхностей. Несмотря на ряд положительных свойств сталей типа 18-8-Ti, им свойственно как выкрашивание карбидов и нитридов титана или его карбонитридов (строчечность карбидов, скопления карбидов и др.), так и ослабление сцепляемости их с матрицей. В местах скопления карбидов титана (и ниобия) или их карбонитридов, как правило, имеются микротрещины. Это приводит не только к локальному снижению вязко-пластических свойств аустенитных материалов при относительно пластичной матрице, но и к потере газоплотности (особенно тонкостенных конструкций) и выкрашиванию карбидов, т.е. к ухудшению чистоты содержимого, «отравлению» его [1].

Удаление титана не является сложной задачей. Однако не стабилизированная титаном сталь склонна к межкристаллитной коррозии вследствие образования карбидов хрома. Последнее требует почти полного удаления углерода. Указанное является довольно сложной проблемой. Так, за период с 1958 года по настоящее время минимальное содержание углерода в аустенитных хромоникелевых сталях и сплавах уменьшилось с 0,08 до 0,02%. Это достигалось как чистотой матрицы (железа), так и легирующих элементов, а также применением специальных видов вакуумных переплавов.

Предотвращение попадания азота в сталь неизбежно требует применения защиты, т.е. исключения контакта жидкого металла с воздухом. Послед-

Таблица 1

Химический состав качественной (типа 18-8) и высококачественной (типа 18-14)  
аустенитных хромоникелевых сталей

Сталь	Содержание элементов, мас. %										
	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Ti	Cu	N	Al
18-8	£0,08	£0,8	£2,0	17-19	8-13	£0,020	£0,035	0,6-2,8	не регламентируется		
18-14	0,008	0,13	1,3	18	13,6	0,008	0,012	0,03	0,05	0,011	0,02

Таблица 2

Чистота металла качественной (типа 18-8) и высококачественной (типа 18-14)  
аустенитных хромоникелевых сталей

Сталь	Виды включений, балл							
	оксиды		силикаты			нитриды и карбонитриды		
	строчечные	точечные	хрупкие	пластинчатые	недеформируемые	сульфиды	точечные	строчечные
18-8	3	3	3	3	3,5	3	4	4
18-14	0,5	0,5	Нет	Нет	0,5	0,5	Нет	0,5

нее также требует применения чистых шихтовых материалов и специальной технологии выплавки. Химический состав и чистота металла по неметаллическим включениям качественной (стали типа 18-8) и исследуемой высококачественной (стали типа 18-14) аустенитных хромоникелевых сталей представлены в табл. 1 и 2.

Качество металла и его рабочих поверхностей также зависит от содержания сульфидов, оксидов, фосфидов и легкоплавких примесей. Они не только ухудшают чистоту, делают металл более легкоплавким, повышают анизотропность (например, между телом зерна и его границами), но и способствуют вакуумной неплотности. Направленное распределение неметаллических включений и легкоплавких двойных и тройных эвтектик делает не вакуумноплотными материалы вдоль проката. Это особенно опасно для тонкостенных конструкций, вакуумной техники, ядерной энергетики и различных специальных баллонов.

Приведенное показывает неизбежность применения вакуумной выплавки (вакуумно-дуговой переплав, вакуумно-индукционная выплавка, вакуумное выращивание, электронно-лучевой переплав, плазменная выплавка и т.д.). Не рассматривая металлургические аспекты и трудности в получении кондиционного и относительно дешевого материала, тем не менее следует отметить, что применение одного из указанных способов вакуумного переплава для достижения описанных требований неэффективно. В связи с отмеченным, необходим как минимум двойной вакуумный переплав. Но это приводит к увеличению расхода металла, применению чистых шихтовых материалов, задолжности технологического оборудования, усложнению металлургического процесса и др., т.е. к значительному удорожанию полуфабриката.

Снижение содержания углерода будет, как известно, в сталях типа 18-8-Ti способствовать увеличению количества  $\delta$ -феррита, а также появлению мартенсита при операциях холодной пластической деформации и при охлаждении до низких и криогенных температур. Этот элемент, как и азот, является сильным аустенитнообразующим элементом. Повышение стабильности коррозионностойкой аустенитной стали неизбежно требует увеличения содержания в ней никеля до 13-14% (см. табл. 1).

Вакуумная выплавка (индукционная, а затем дуговой переплав) данной стали иковка заготовок осуществлялись на Челябинском металлургическом комбинате. Исследованный металл обнаружил весьма небольшое количество неметаллических включений. Содержание последних не превышало 0,5-1 балла.

Обобщения и анализ показали, что удаление из твердого раствора легковесных (C, H, N, O) и относительно легковесных (S, P, Al, Si и др.) элементов, а также первичных и вторичных легковесных фаз с участием указанных элементов (карбиды, сульфиды и т.п.) способствует повышению удельного веса аустенитной стали. Так, если при гидростатическом взвешивании

вании обычной аустенитной стали марки 08X18H10T после аустенизации удельный вес был равен  $7,878 \text{ г/см}^3$ , то разработанная особо чистая сталь двойного вакуумного переплава 01X18H14ВИ+ВД имела плотность, равную  $7,934 \text{ г/см}^3$ , т.е. она оказалась плотнее на 0,7%. Это отличие, обусловленное изменением химического состава, особой чистотой шихтовых материалов и введением двойного вакуумного переплава анализируемой стали, довольно значительно.

Таким образом, разработанная особо чистая аустенитная сталь марки 01X18H14ЦЧВИ+ВД имеет большую плотность [1], нежели обычная сталь. Это увеличение плотности неизбежно сопряжено с повышенным качеством стали: отсутствие скоплений фаз внедрения титана, значительное уменьшение неметаллических включений, эвтектических образований, весьма слабо развитая анизотропия и др. Отмеченные достоинства обеспечивают также меньшую деградацию ее свойств в изделии, так как она значительно более изотропна и менее капризна.

Вопросам межкристаллитной коррозии с учетом особенностей структурных превращений и посвящена настоящая часть широкого комплекса исследований аустенитной нестабилизированной особо чистой двойного вакуумного переплава низкоуглеродистой стали [1].

## **1. Особенности структурных превращений и распада твердых растворов аустенитных сталей и сплавов**

В последнее время утвердилось представление о распаде пересыщенных твердых растворов сталей и сплавов как о сложном многостадийном процессе, при котором в материале задолго до выделения избыточной обособленной фазы протекает ряд промежуточных превращений [2-4]. Использование такого подхода позволило добиться большого прогресса в понимании процессов распада метастабильных твердых растворов и установить связи упрочнения и охрупчивания материалов со структурными превращениями на различных этапах старения.

В действительности все твердые растворы имеют переменную растворимость в зависимости от температурно-временных факторов, которые могут усиливаться, например, при нейтронном и ионном воздействиях. Следует отметить, что интенсивность выпадения избыточных фаз предопределяется не только степенью пересыщенности твердого раствора, но и скоростью диффузии. Так, в аустенитных сталях и сплавах наиболее быстро этот процесс протекает при  $650-750 \text{ }^\circ\text{C}$  (время до появления первых карбидов типа  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  исчисляется минутами) [4, 5]. При температурах ниже  $650^\circ\text{C}$ , хотя пересыщенность аустенита углеродом и легирующими элементами больше, но скорость диффузии меньше. При температурах выше  $750^\circ\text{C}$ , хотя скорость диффузии значительно увеличивается, но интенсивность, на-

пример, карбидообразования в аустенитных сталях и сплавах замедлена в результате уменьшения степени пересыщенности твердого раствора.

Безусловно, различные стали и сплавы или твердые растворы одних и тех же материалов, но со свойственным им типом кристаллической решетки матрицы, имеют и другие температурные интервалы ускоренного обособления избыточных фаз.

Теперь более детально остановимся на распаде твердого раствора и возникающих при этом структурных напряжениях. Следует считать, что зарождение новой избыточной фазы не происходит мгновенно, а требуется определенное, иногда очень длительное время, для выделения этой фазы [5]. При выделении избыточной фазы последовательно происходят следующие процессы: появление сегрегатов, двумерных, а затем трехмерных образований типа зон Гинье-Престона-Багаряцкого, каких-то промежуточных состояний, когерентной фазы и, наконец, обособленной фазы, имеющей границу раздела. Эти процессы присущи всем пересыщенным твердым растворам, но развитие их с учетом температурно-временных факторов различно, т.е. в одних сталях они сильно выражены (например, дисперсионно-твердеющие стали и сплавы), а в других – более слабо (твердорастворноупрочняемые стали и др.) [4, 6]. При этом наиболее важны те структурные превращения, которые происходят внутри твердого раствора, т.е. до обособления и коагуляции избыточной фазы (период предвыделения). Таким образом, именно в самом твердом растворе происходят основные структурные превращения, т.е. избирательность зарождения фаз, величина и знак напряжений и др.

Нужно учитывать как качественные, так и количественные явления при распаде пересыщенных твердых растворов, происходящих в инкубационном (латентном) периоде и после обособления и коагуляции фаз. Необходимо отметить три периода распада при определенных температурных и временных условиях: дораспадный, инкубационный (скрытый, латентный) и обособление и коагуляция вторичных избыточных фаз. К сожалению, очень часто учитываются только те процессы, которые происходят на стадиях обособления или даже коагуляции фаз (количественная сторона процесса). При этом почти не учитываются не менее важные, а иногда и определяющие процессы, происходящие до обособления фаз – инкубационный период распада, т.е. период предвыделения фаз (качественная сторона процесса). Именно в эти моменты в основном образуются напряжения несоответствия.

Несмотря на общность влияния процессов структурных превращений на ранних стадиях распада в метастабильных сталях и сплавах (инкубационный период) на комплекс механических, физических и коррозионных свойств, имеется и весьма принципиальное отличие в их природе [2,4,6]. Известны и случаи, когда развитие процесса предвыделения обусловлено предварительным формированием карбида  $Cr_{23}C_6$  (мартенситно-стареющая сталь типа 05X13H4M) или же низкотемпературным зарождени-

ем карбида  $Fe_3C$  ( $-50^{\circ}C$  и выше) в закаленных углеродистых и легированных сталях [4].

Отличительной особенностью распада пересыщенных твердых растворов является наличие весьма растянутого во времени инкубационного периода зарождения и формирования избыточной фазы. Особенно сложно происходит протекание ранних стадий распада твердых растворов при пониженных температурах (формирование вторичных фаз или протекание полиморфных превращений). Затормаживание этих процессов в условиях падения диффузионной подвижности атомов замещения, затем и атомов внедрения (особенно углерода) налагает особые отпечатки на завершенность как избыточных карбидных или интерметаллидных фаз, так и на строение предшествующей и последующей основ при полиморфном превращении.

В соответствии с отмеченными особенностями структурных превращений, протекающих в инкубационном периоде, прочность и пластичность сплавов должны определяться и незавершенными, как правило, этими начальными процессами.

С учетом изложенных концепций и подходов рассматривается сопротивляемость межкристаллитной коррозии нестабилизированных (титаном или ниобием) хромоникелевых аустенитных сталей [5, 6].

Следует еще отметить, что анализируется не только нестабилизированная аустенитная сталь двойного вакуумного переплава (вакуумно-индукционный, а затем вакуумно-дуговой), но и то, что она была выплавлена на особо чистой шихте.

Следует полагать, что такая особо чистая аустенитная сталь будет иметь большую стойкость к общей коррозии, так как она имеет значительно меньшее содержание неметаллических включений (оксидов, силикатов, нитридов, первичных карбидов и карбонитридов), являющихся в первую очередь местами разъедания при контакте с агрессивной средой.

Кроме отмеченных достоинств, особо чистая сталь двойного вакуумного переплава более изотропна, газоплотна, меньше загрязняет рабочее пространство (меньше «отравляет» его). Нужно полагать, что она также будет меньше подвержена радиационному распуханию, т.к. в ней практически подавлено неоднородное карбидное выпадение, граничное выделение избыточных фаз и др.

## **2. Важность высокой сопротивляемости аустенитных сталей и сплавов межкристаллитной коррозии и некоторые ее особенности**

Развитие ядерных энергетических установок, особенно при увеличении их ресурса [7], требует разработки металлических материалов, способных длительное время надежно работать в широком интервале высоких температур. В ряде случаев определяющими могут быть не столько высокая длительная прочность, сопротивление ползучести и деформационная спо-

способность, сколько высокая сопротивляемость коррозионному растрескиванию и межкристаллитной коррозии в рабочих агрессивных средах.

Учитывая изложенное, требуется установить сопротивляемость межкристаллитному растрескиванию стали марки 01X18H14ВИ+ВД в интервале температур. В то же время эта сталь оказалась несклонной (как и следовало ожидать) к межкристаллитной коррозии после провокации при температуре 650°C по общепринятой методике. Испытания проводились на Челябинском металлургическом комбинате, разработавшем, как уже отмечалось, технологию двойного вакуумного переплава и являющимся поставщиком особо чистой аустенитной стали.

По коррозионной стойкости конструкционных материалов в составе ядерных энергетических установок имеется обширная отечественная и зарубежная литература, однако сведений по влиянию весьма низкого содержания углерода в особо чистых аустенитных сталях в интервале температур недостаточно [8-10]. Данная работа и должна в некоторой мере уменьшить этот пробел. Учитывая определенные технические сложности, экспериментальная часть потребовала локализма исследований.

В связи с отмеченным, проанализируем некоторые сведения по температурно-временным зависимостям сопротивляемости аустенитных сталей и сплавов межкристаллитной коррозии (кривые Ролласона). Эти кривые имеют колоколообразный вид с некоторым наклоном к оси абсцисс. Интенсивность выпадения карбидов  $Me_{23}C_6$  в аустенитных хромоникелевых сталях и сплавах типа 18-8, 15-15, 20-25, 20-45 и других подобных композициях определяется, в основном, степенью пересыщенности твердого раствора углеродом и скоростью диффузии. Наиболее быстро этот процесс протекает при температурах 650-750°C: время до появления первых карбидов исчисляется, по-видимому, минутами. На рис. 1. иллюстрируются кривые выделения карбидов  $Cr_{23}C_6$  и  $\sigma$  - фазы FeCr в сталях типа 18-8 [5].



Рис. 1. Кинетические кривые начала образования карбида  $Cr_{23}C_6$  и  $\sigma$ -фазы FeCr в стали марки 06X18H9T.

Испытания на склонность к межкристаллитной коррозии при высоких температурах (верхняя часть кривой Ролласона), как известно, характеризуется сперва отсутствием склонности к коррозии (инкубационный период), затем проявлением ее и, наконец, исчезновением склонности. При значи-

тельном времени происходит перераспределение и выравнивание концентрации хрома в приграничных и внутризеренных объемах вследствие большой скорости его диффузии при относительно высоких температурах. Поэтому при малых и весьма малых содержаниях углерода даже при температурах 700-650<sup>0</sup> С может быть достигнут, как правило, иммунитет к межкристаллитной коррозии после проявления ее при меньшем времени.

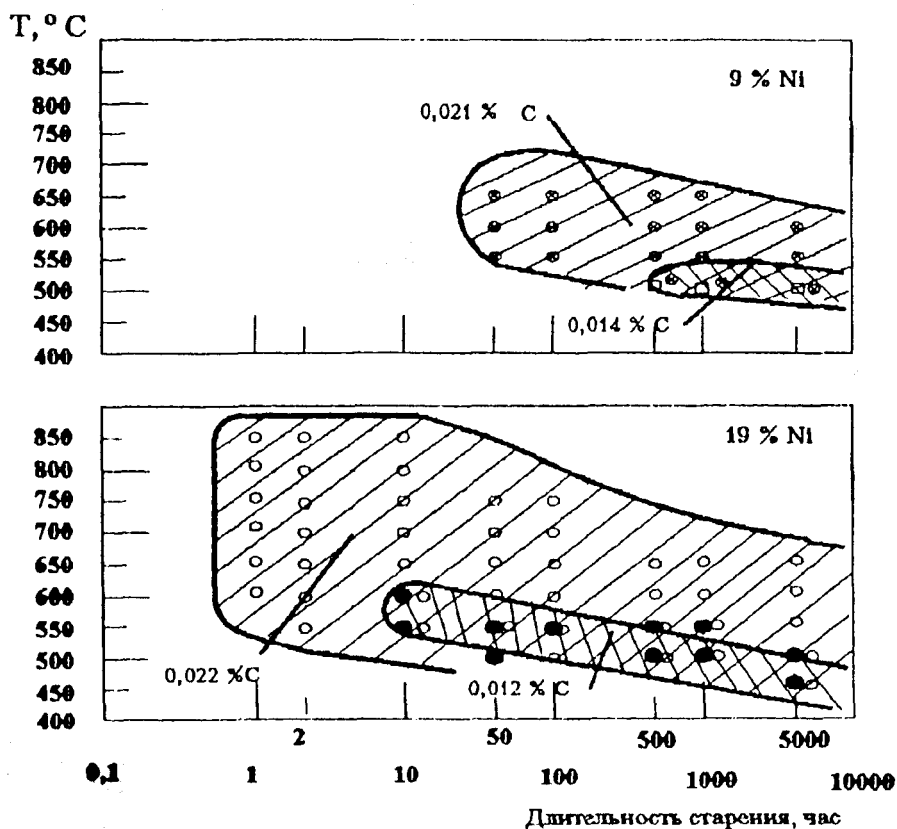


Рис. 2. Температурно-временная область склонности к межкристаллитной коррозии аустенитных хромоникелевых сталей с разным содержанием углерода и никеля.

На рис.2 показано, что в аустенитных сталях с 9 и 19% содержание никеля межкристаллитная коррозия в низкоуглеродистых материалах (0,012 и 0,014 % углерода) даже не проявляется выше температуры 600<sup>0</sup>С. Направление ниспадающей ветви колоколообразной кривой при низких температурах 600-450<sup>0</sup>С показывает, что возникновение склонности к межкристаллитной коррозии проявляется только при большом времени старения. Однако было зафиксировано, что даже при температуре 400<sup>0</sup>С может проявиться склонность к межкристаллитной коррозии через 10000 ч в высоконикелевом сплаве марки 03X20H45M4БЧ [5]. Это дает основание полагать, что при более длительном старении (50000-80000 ч) или при нейтронном воздействии, которое способствует проявлению радиационно-стимулированной диффузии или же затем радиационно-индуцированного распада, возможны потеря иммунитета и возникновение межзеренной коррозии в аустенитных сталях.



Эти вопросы незамедлительно требуют проведения специальных исследований.

В отечественной промышленности не было случаев разрушения трубных систем и теплоэнергетического оборудования первого контура по причине проявления склонности сталей 18-8-Ti к межкристаллитной коррозии. Не обнаружено и межзеренного коррозионного растрескивания в связи с высокой сопротивляемостью сталей типа 18-8-Ti межкристаллитной коррозии. В зарубежной же практике недооценка требований по высокой стойкости сталей и сплавов к межкристаллитной коррозии сказалась на преждевременном разрушении трубных систем первого контура как по причине протекания межкристаллитной коррозии, так и в связи с проявлением межзеренного коррозионного растрескивания [5, 11, 12].

Аустенитные хромоникелемарганцевые и хромомаганиевоазотистые стали по стойкости к межкристаллитной коррозии близки к аустенитным хромоникелевым сталям и сплавам. Общий вид, характеризующий влияние содержания углерода и ниобия на склонность к межкристаллитной коррозии сталей типа X18Г9Н5АБ (0,15-0,26% азота) представлен на рис.3.

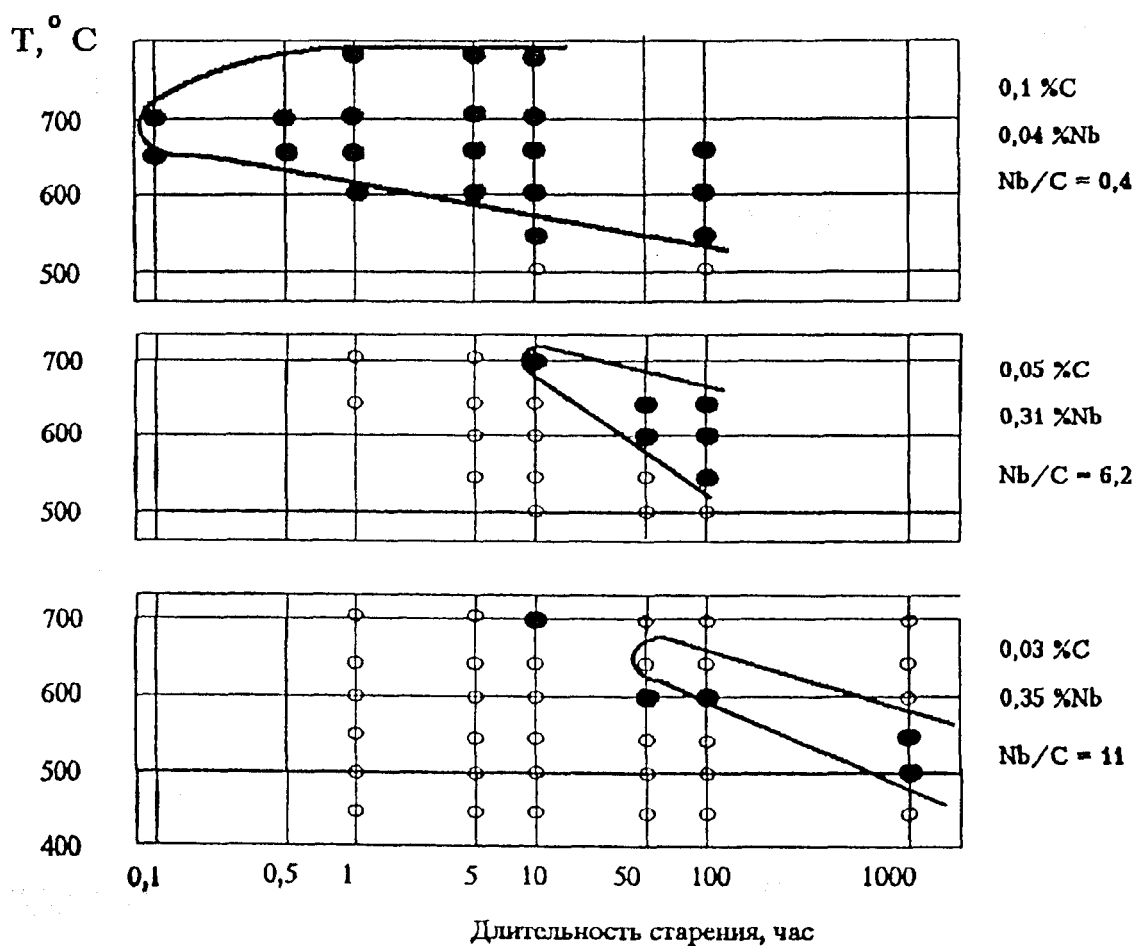


Рис. 3 Влияние содержания углерода и ниобия на склонность к межкристаллитной коррозии сталей типа X18Г9Н5АБ (0,15-0,26% азота)

### 3. Растворимость углерода в аустените и ее негативное проявление.

Теперь рассмотрим растворимость углерода в аустенитных хромоникелевых сталях. В исследованиях [8, 10] было показано, что при комнатной температуре и выше (рис.4.), вплоть до  $\sim 800^{\circ}\text{C}$ , растворимость углерода, (карбидов хрома) в аустенитных хромоникелевых сталях составляет всего,  $\sim 0,005\%$ . Выше температуры  $800^{\circ}\text{C}$  его растворимость резко увеличивается, при температуре  $1050^{\circ}\text{C}$  может быть переведено в твердый раствор в стали типа 18-8 уже  $0,05\%$ , а при  $1150^{\circ}\text{C}$  – до  $0,2-0,4\%$  углерода. Естественно, что при такой разнице растворимости карбидов в аустените нагрев до высокой температуры и быстрое охлаждение (закалка) позволяют получить пересыщенный твердый раствор, а последующий нагрев до  $500-800^{\circ}\text{C}$  вызовет выпадение карбидов в соответствии с кривой предельной растворимости углерода при комнатной температуре.

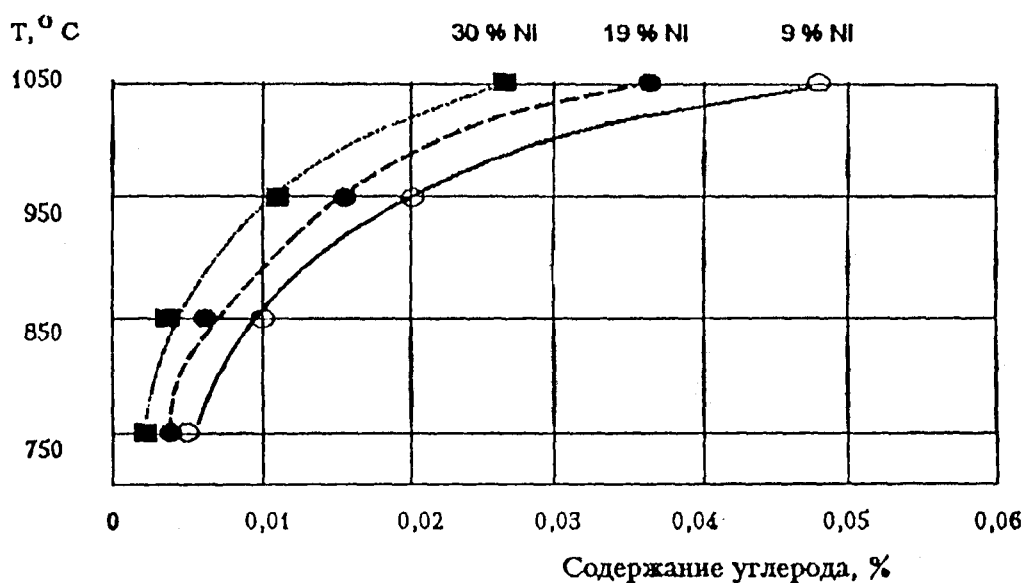


Рис. 4. Растворимость углерода (карбидов  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ) в аустените хромоникелевых сталей с 9, 19 и 30% никеля [8].

Известно, что выпадение хромистых карбидов сначала происходит на границах зерен. Это обусловлено более легкими условиями формирования вторичной фазы в местах несовершенств структуры (гетерогенное зарождение фазы) [5]. В образовании карбида  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  на границах зерен участвует практически весь избыточный углерод, успевающий продиффундировать даже из глубинных объемов зерна, а хром, входящий в состав карбида, потребляется только из приграничных объемов зерна, так как скорость его диффузии в сотни раз меньше скорости диффузии углерода. В результате такой концентрационной избирательности процесса зарождения карбидов хрома в аустените содержание хрома в приграничных объемах зерен может оказаться менее 12%, то есть ниже того предела, который обеспечивает кор-

розионную стойкость стали в агрессивных условиях. Приграничные объемы металла становятся анодными по отношению к телу зерен и являются очагами ускоренного разрушения при контакте с агрессивной средой. Избирательное межзеренное разъедание приводит к потере прочности стали.

Следует отметить, что «анодность» границ зерен вызывается не только обеднением их хромом, ушедшим на образование вторичных карбидов. Она вызывается и напряжением, возникающим на границе раздела «матрица – карбид хрома» вследствие концентрационного и размерного несоответствия при формировании выпадающей вторичной фазы. Наиболее опасны при этом, как нами утверждается, те напряжения, которые возникают в период зарождения (предвыделения) карбидов (или интерметаллидов) [2, 4, 5].

Следовательно, процесс интеркристаллитной коррозии аустенитных хромоникелевых сталей может развиваться в агрессивных средах в результате предшествующего нагрева закаленных материалов в опасной области температур 500-750°C. Но как уже отмечалось, эти процессы при определенных условиях могут произойти и при более низких температурах.

Вопросы увеличения срока службы водо-водяных действующих и перспективных реакторов до 60-80 и более лет требуют уделения особого внимания теоретическим и прикладным вопросам временного фактора в условиях непрерывного нарастания нейтронного облучения (и  $\gamma$ -излучения) при умеренных температурах на комплекс механических, коррозионных и других свойств. Некоторые из этих вопросов уже актуальны и сейчас. Так, недооценка развития во времени процессов радиационно-стимулированной диффузии и, особенно, развития структурно-фазовых превращений при облучении [4, 7], изменения в твердом растворе предельной растворимости вредных примесей, и порой – весьма больших (например, значительные падения растворимости фосфора в феррите корпусных сталей при их облучении), уже привела к пересмотру принципов легирования корпусных сталей, предельному допущению в них основных и примесных элементов, чистоте шихты, и вообще, к усовершенствованию процессов металлургического передела [7].

#### **4. Межкристаллитная коррозия нестабилизированной низкоуглеродистой хромоникелевой аустенитной стали**

Авторами [8-10] указывается, что при содержании углерода менее 0,005%, выделение карбидов хрома в опасном интервале практически не произойдет, так как в этом случае не будет иметь место пересыщение им аустенита.

В нашем же случае в стали типа 18-14 минимальное содержание углерода более высокое (0,008%), чем в стали 18-8 (0,005%). Но следует учесть, что сталь 18-14 выплавлялась с применением особо чистых шихтовых материалов и она имела двойной вакуумный переплав. Нами полагается, что такая особо чистая аустенитная сталь будет иметь не только большую стой-

кость против общей коррозии в связи со значительно меньшим содержанием в ней неметаллических включений (см. табл. 2), но и большее сопротивление развитию гетерогенного неоднородного процесса, каким является межкристаллитная коррозия. Тем не менее нами ставится лаконичный, как уже указывалось, эксперимент по возможности проявления межкристаллитной коррозии в особо чистой двойного вакуумного переплава низкоуглеродистой аустенитной хромоникелевой стали 01X18H14ВИ+ВД. Старение испытывалось при температурах 650, 600, 550, 500 °С длительностью 1000 и 2500 ч. Испытания на склонность к межкристаллитной коррозии проводили по методу АМ (ГОСТ 6032-89).

После старения длительностью 1000 ч при указанных температурах не было обнаружено склонности к межкристаллитной коррозии при загибе образцов. Разъедание также не установлено при анализе металлографических шлифов. Подобная картина была и после старения 2500 ч.

Проведенные эксперименты показали, что нестабилизированная низкоуглеродистая аустенитная хромоникелевая сталь 01X18H14ВИ+ВД, содержащая 0,008% углерода (при 0,03% титана), не склонна к межкристаллитной коррозии при высоких температурах, даже после длительного старения и кипячения в высокоагрессивной среде (метод АМ, ГОСТ 6032-89).

Показано, что низкоуглеродистая ( $C=0,008\%$ ) хромоникелевая нестабилизированная (титаном или ниобием) аустенитная сталь двойного вакуумного переплава 01X18H14ВИ+ВД имеет высокую стойкость к межкристаллитной коррозии в широком интервале температур. Практическое исключение при этом карбидов и нитридов титана (или его карбонитридов), т.е. перевод стабилизированной титаном стали в нестабилизированную, одновременно значительно улучшает ее качество, чистоту по неметаллическим включениям и обеспечивает более высокую плотность [13].

## ЛИТЕРАТУРА

1. Паршин А.М., Бардин В.А., Колосов И.Е. и др. Пути создания особо чистой аустенитной коррозионностойкой свариваемой стали//Вопросы атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез, 1993. – Вып. 1-2.–С.21-28.
2. Паршин А.М. Структура, прочность и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении.–Л.:Судостроение,1972.–288 с.
3. Келли А., Никлсон Р. Дисперсионное твердение/Пер. с англ.– М.: Металлургия, 1966.–300 с.
4. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионностойких сталей и сплавов. –Челябинск: Металлургия, 1988. –656 с.
5. Паршин А.М., Тихонов А.Н. Коррозия металлов в ядерном энергомашиностроении. – СПб.: Политехника, 1994.–93 с.

6. Паршин А.М., Тихонов А.Н., Бондаренко Г.Г., Кириллов Н.Б. Радиационная повреждаемость и свойства сплавов. –СПб.: Политехника, 1995.–303с.
7. Паршин А.М., Тихонов А.Н., Филимонов Г.Н. О негативном проявлении радиационно-индуцированных распадов при длительной эксплуатации ЯЭУ при умеренных температурах. Тезисы докладов на 6 Международной конференции: «Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов».–Белгород: БГПУ, 1995.–5 с.
8. Гуляев А.П. Металловедение. – М: Металлургия, 1978. –648 с.
9. Гуляев А.П., Мирошникова К.Е. Межкристаллитная коррозия некоторых нержавеющих аустенитных сталей//МиТОМ, 1965.– №12.–С.2-5.
10. Гуляев А.П., Токарева Т.Б. Влияние углерода и никеля на межкристаллитную коррозию аустенитных хромоникелевых нержавеющих сталей//МиТОМ, 1971.–№ 2.–С.22-25.
11. Богоявленский В.Л. Коррозия сталей на АЭС с водным теплоносителем. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 168 с.
12. Баландин Ю.Ф., Горынин И.В., Звездин Ю.И., Марков В.Г. Конструкционные материалы АЭС.– М.: Энергоатомиздат, 1984. –280 с.
13. Паршин А.М., Кириллов Н.Б., Колосов И.Е., Теплухин В.Г. Качество аустенитной стали и плотность. Тезисы докладов на 6 Международной конференции: «Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов».– Белгород: БГПУ, 1995.–39 с.

## **ЖАРОПРОЧНОСТЬ АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОМАНГАНЦЕВОАЗОТИСТЫХ СТАЛЕЙ**

**А.М. Паршин, И.Е. Колосов, Ю.Г. Прокофьев**

Создание нержавеющих и жаропрочных сталей на основах Cr - Mn и Cr - Mn - N обусловлено не только дефицитностью никеля. Аустенитные Cr - Mn - N стали обладают более высокими прочностными свойствами при обычной температуре, нежели Cr - Ni стали этого класса. Известно и то, что никель имеет высокую наведенную активность, в то время как марганец относится к конструкционным материалам со средней активацией. Поэтому аустенитные Cr - Mn - N стали более предпочтительны для применения в условиях нейтронного воздействия, в сравнении с аустенитными Cr - Ni сталями, так как первые являются малоактивируемыми материалами.

Отмеченные факторы явились основанием для более детального исследования Cr - Mn - N сталей в широком интервале температур с учетом времени действия приложенных напряжений. Авторы статьи считают, что Cr - Mn - N стали марок X17Г17АМБЦЧ и 06X17Г17ДАМБ наиболее благоприятны для достижения указанных условий. Этим материалам и уделено основное внимание в статье.