

- ния нейтронами кристаллах // ФТТ. – 1992. – Т. 34. – №11. С. 3605-3607.
11. Малыгин Г.А. Кинетический механизм образования бездефектных каналов при пластической деформации облученных и закаленных кристаллов. – ФТТ. – 1991. – Т. 33. – №4 – С.1069-1076.
12. Камышанченко Н.В., Красильников В.В., Неклюдов И.М., Пархоменко А.А. Каналирование дислокаций в облученных материалах. // Научные ведомости. – Белгород. Изд-во БелГУ, 1998. №1(6). – С. 123-131.
13. Камышанченко Н.В., Красильников В.В., Неклюдов И.М., Пархоменко А.А. Кинетика дислокационных ансамблей в деформируемых облученных материалах // Письма в ЖТФ. – 1997. – Т.23. – №18. – С.51-54.

УДК 539.4

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ В СВЯЗИ С ОСОБЕННОСТЯМИ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ

А. М. Паршин, Н. Б. Кириллов, Р. Н. Кикичев

Санкт-Петербургский государственный технический университет

1. Структурно-кинетическая концепция и работоспособность конструкций. Изменение механических свойств металлов определяется не только характером взаимодействия дислокаций и других несовершенств кристаллического строения, плотностью и равномерностью их распределения, изменяющихся в процессе температурно-временных условий нагруженных конструкций, но и структурными превращениями, также изменяющимися во времени в зависимости от температуры, с учетом дилатации на границе раздела «формирующаяся избыточная фаза – матрица».

При этом нужно учитывать и взаимодействие несовершенств кристаллического строения и структурных превращений на различных этапах распада твердых растворов. Особенно важна величина и интенсивность распределения структурных напряжений, возникающих на ранних стадиях распада, то есть в так называемом инкубационном, латентном периоде распада. Процессы предвыделения – зарождения и развития избыточной фазы – еще в маточном твердом растворе оказывают определяющее влияние на прочность и пластичность [1–4].

При этом необходимо учитывать, что работоспособность изделий в значительной мере определяется их пластичностью, необходимой для снятия пиков напряжений. Известно, что в большинстве случаев обычные

характеристики кратковременных механических свойств не характеризуют работоспособность материала в инженерном понятии этого явления. Необходимость предотвращения преждевременного хрупкого разрушения, вероятность которого повышается в современных конструкциях, предусматривает сохранение в материале во времени необходимого запаса пластичности, позволяющего осуществить релаксацию полей напряжений от скоплений дислокаций и других несовершенств путем передачи деформации в соседний объем, а не путем образования зародыша хрупкой трещины. Чтобы сохранить работоспособность конструкционного сплава, и особенно в условиях нейтронного облучения, необходимо создать в нем определенный запас пластичности. Нами показано, что материал должен иметь 1–2% равномерного удлинения [1].

В таком случае преждевременное (нерасчетное) хрупкое разрушение свидетельствует о недопустимом при определенных температурно-временных и температурно-деформационных условиях снижении пластичности, когда металл конструкции уже не может более снимать пики перенапряжений, и они становятся соизмеримыми с прочностью.

Изотропность механических свойств при этом, уменьшая локализацию повреждаемости, будет способствовать повышению сопротивляемости развитию трещины [1, 2, 4].

2. Качество металла и локализация пластической деформации. Структурные напряжения в кристаллической матрице в большой степени зависят от равномерности протекания распада твердых растворов. При равномерном протекании распада в матрице создается относительно правильное чередование частиц вторичных карбидов и интерметаллидов, то есть образуется структура типа микрорешетки из этих фаз.

Исходя из изложенных структурно-кинетических концепций, можно определить пути повышения работоспособности и ослабления влияния, например, воздействия на конструкционные материалы ядерных и термоядерных установок, то есть тех конструкций, которые работают в наиболее тяжелых условиях. Основное внимание должно быть при этом уделено изотропности механических свойств, предотвращению локализации пластической деформации. Повышение качества исходного металла, уменьшение общего количества и более равномерное распределение неметаллических включений, различных первичных и вторичных фаз, а также создание более равномерного распределения дислокаций в металле как в процессе металлургического передела, так и в процессе эксплуатации, безусловно, будут способствовать более изотропному состоянию конструкционного материала [3].

Даже в относительно качественных аустенитных хромоникелевых сталях и сплавах обычной выплавки из первичных фаз наиболее неблагоприятны скопления карбидов и карбонитридов титана, располагающихся как по границам, так и внутри зерен и приводящих к образованию хрупких трещин. Направленное расположение сульфидов, особенно когда они образуют легкоплавкие эвтектики, делает аустенитные стали невакуумноплотными конструктивными материалами. Неоднородность в величине зерна и наличие мелкозернистых областей, обогащенных легкоплавкими примесями, которые располагаются вдоль направления прокатки, снижает кратковременную и длительную прочность, сопротивление динамическим нагрузкам. Вытянутые вдоль направления проката колонии δ -феррита в

аустенитных сталях типа 18–8 вызывают анизотропию свойств металла, а при резкой выраженной полосчатости δ -феррита возможно резкое снижение сопротивляемости разрушению по толщине листа [1, 5].

Таким образом, прочность и пластичность сталей и сплавов и другие критерии работоспособности в значительной мере определяются изотропностью механических свойств, уменьшающих локализацию повреждаемости.

3. Особенности структурных превращений и распад 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 [1, 5, 6]. 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 [1–5].

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 определяется не только степенью пересыщенности твердого раствора, но и скоростью диффузии.

Так, в аустенитных сталях и сплавах наиболее быстро этот процесс протекает при 650–750°C (время до появления первых карбидов типа $Cr_{23}C_6$ исчисляется минутами). При температурах ниже 650°C процесс не наблюдают, хотя пересыщенность аустениа углеродом и легирующими элементами больше, но скорость диффузии меньше. При температурах выше 750°C, хотя скорость диффузии значительно увеличивается, но интенсивность, например, карбидообразования в аустенитных сталях и сплавах замед-

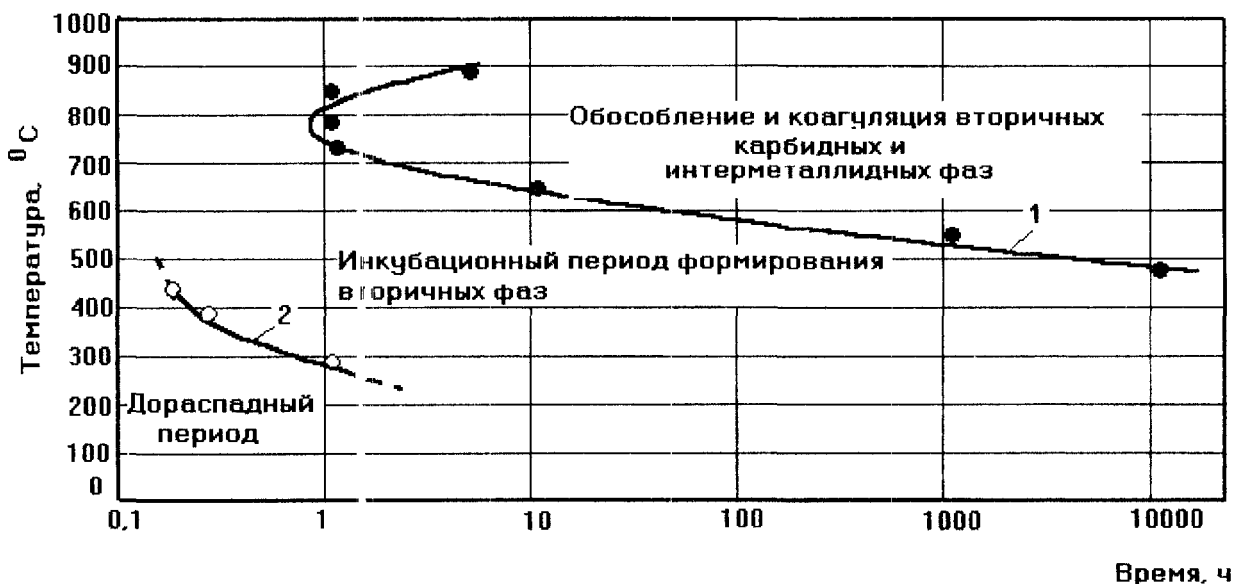
лена в результате уменьшения степени пересыщенности твердого раствора.

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 [1–4]. 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.) [1, 4]. При этом наиболее важны те структурные превращения, которые происходят внутри твердого раствора, то есть до обособления и коагуляции избыточной фазы (период предвыделения). Таким образом, именно в самом твердом растворе происходят основные структурные превращения, то есть избирательность зарождения фаз, величина и знак напряжений и др. Для примера приведем диаграмму структурных превращений в сплавах типа X20H45M45 (рис. 1).

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 температурах 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 – например, инкубационный период распада, то есть период



Р и с 1 Диаграмма структурных превращений в сплаве марки 03X20H45M4Б: 1-1 – начало обособления вторичных фаз, 2-2 – начало появления сегрегатов (построена по данным начала изменения электросопротивления)

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 [1-5].

Известны и случаи, когда развитие процесса предвыделения обусловлено предварительным формированием карбида $Cr_{23}C_6$ (мартенситно-стареющая сталь типа 05X13H4M) или же низкотемпературным зарождением карбида Fe_3C (минус $50^\circ C$ и выше) в закаленных углеродистых и легированных сталях.

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 и затем атомов внедрения — особенно углерода, налагает особые отпечатки на завершенность формирования 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, как указано в работах [1-5], в основном определяются незавершенными, как правило, начальными процессами.

С учетом изложенных концепций и подходов рассмотрим сопротивляемость межкристаллитной коррозии хромоникелевых аустенитных сталей и сплавов и особенности локализации коррозионных граничных процессов.

4. Сопротивляемость аустенитных сталей и сплавов межкристаллитной коррозии и некоторые ее особенности. Развитие ядерных энергетических установок особенно при увеличении их ресурса [4] 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 способность, сколько высокая сопротивляемость коррозионному растрескиванию и межкристаллитной коррозии в рабочих агрессивных средах [7-11].

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 (рис. 2).

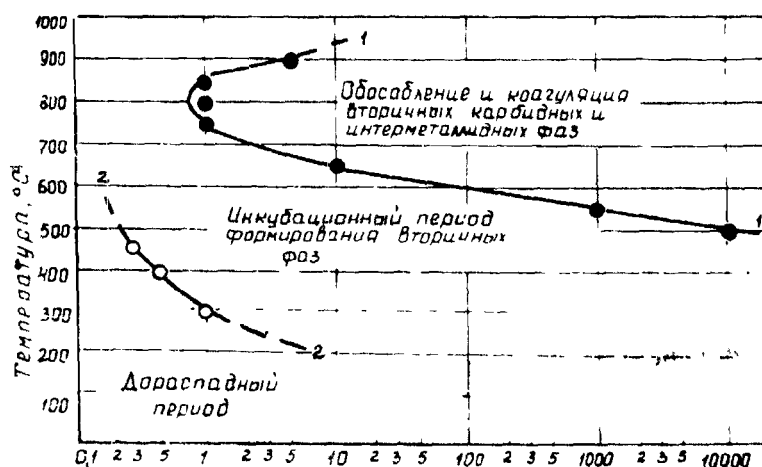


Рис. 2. Диаграмма структурных превращений в сплаве марки 03x20H45M46

1-1 — начало обособления вторичных фаз, 2-2 — начало появления сегрегатов.

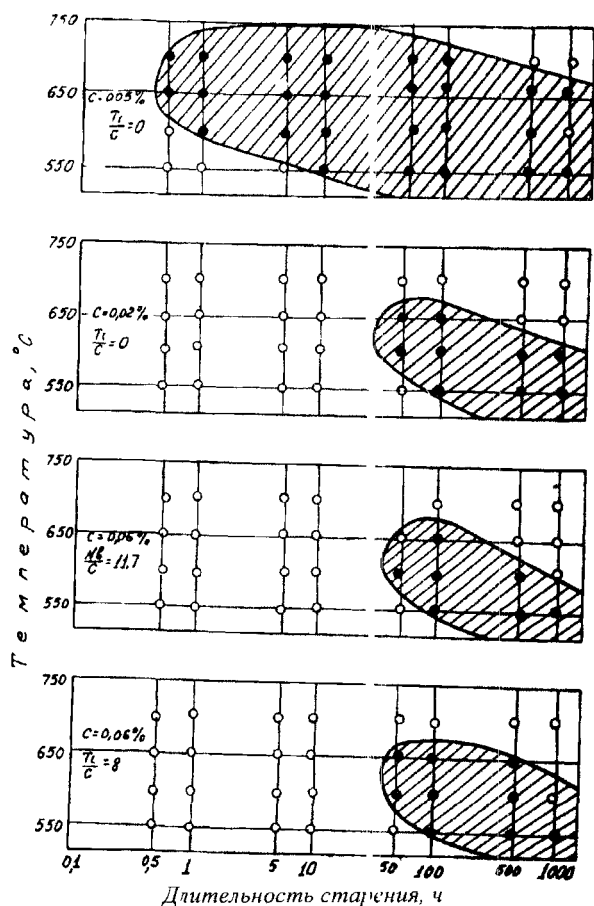


Рис. 3 Сопротивляемость межкристаллитной коррозии стабилизированных и нестабилизированных аустенитных хромоникелевых сталей типа X18N9 с различным содержанием углерода.

Интенсивность выгадания карбидов Me_2C_6 в аустенитных сталях и сплавах 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. 3 приведены кривые выпадения карбидов $Cr_{23}C_6$ и σ -фазы $FeCr$ в сталях типа 18–8.

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 значитель-

ном времени происходит перераспределение и выравнивание концентрации хрома в приграничных и внутризеренных объемах вследствие большой скорости его диффузии при относительно высоких температурах. Поэтому при малом и весьма малом содержании углерода даже при температуре 700–650°C, как правило, может быть достигнут иммунитет к межкристаллитной коррозии после проявления ее при меньшем времени.

На рис. 4 показано, что в аустенитных сталях с 9 и 19% никеля межкристаллитная коррозия в низкоуглеродистых материалах (0,012 и 0,014% углерода) даже не проявляется выше температуры 600°C.

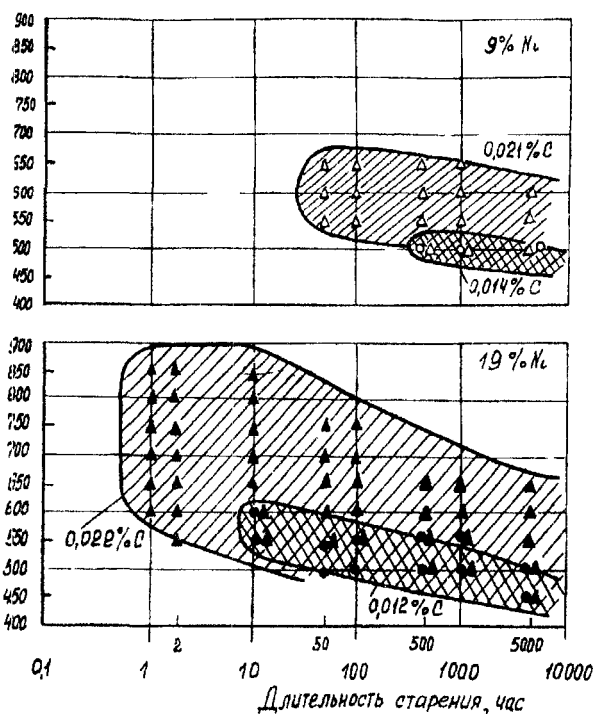


Рис. 4. Температурно-временная область склонности к межкристаллитной коррозии аустенитных хромоникелевых сталей с разным содержанием углерода и никеля.

Направление ниспадающей ветви колоколообразной кривой при низких температурах 600–450°C показывает, что возникновение склонности к межкристаллитной коррозии проявляется только при большом времени старения. Однако, было зафиксировано, что даже при температуре 400°C может проявиться склонность к межкристаллитной коррозии через 10000 ч в высоконикелевом спла-

ве марки 03X20H45M4БЧ [1]. 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, возможна 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.

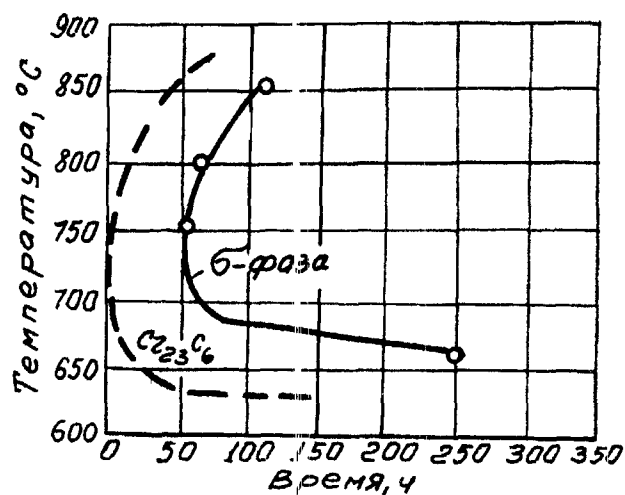


Рис. 4

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 [7, 9].

Аустенитные Cr–Ni–Mn и Cr–Mn–N стали по стойкости к межкристаллитной коррозии близки к аустенитным Cr–Ni сталям и сплавам. Общий вид зависимости, характеризующей влияние содержания угле-

рода и ниобия на склонность к межкристаллитной коррозии сталей типа X18Г9Н5АБ (0,15–0,26% азота), представлен на рис. 5.

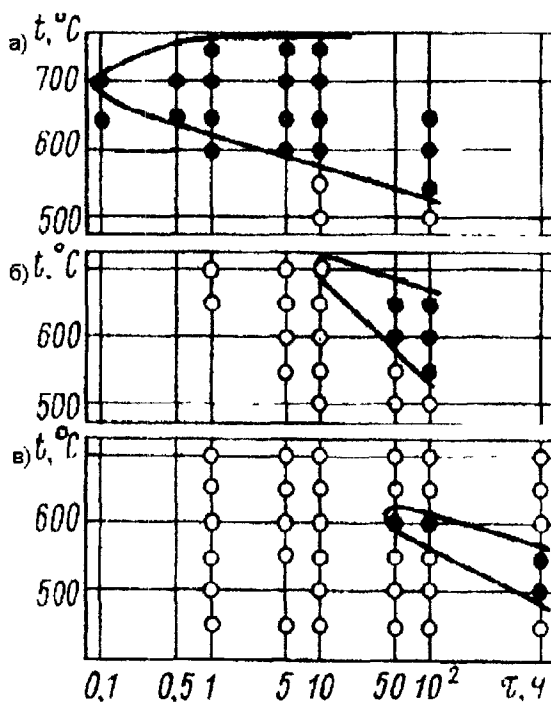


Рис. 5.

5. Растворимость углерода в аустените и ее негативное проявление. Теперь рассмотрим растворимость углерода в аустенитных хромоникелевых сталях. В исследованиях [12, 13] было показано, что при комнатной температуре и выше (рис. 6),

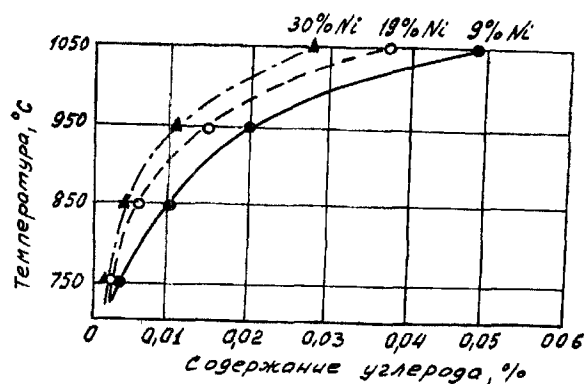


Рис. 6.

вплоть до 800° С, растворимость углерода (карбидов хрома) в аустенитных хромоникелевых сталях составляет всего около 0,005%. Выше температуры 800° С раство-

римось резко увеличивается, при температуре 1050°C может быть переведено в твердый раствор в стали типа 18–8 уже 0,05%, а при 1150°C – до 0,2–0,4% углерода. Естественно, что при такой разнице в растворимости карбидов в аустените, нагрев до высокой температуры и быстрое охлаждение (закалка) позволяют получить пересыщенный твердый раствор, а последующий нагрев до $500\text{--}800^{\circ}\text{C}$ вызовет выпадение карбидов в соответствии с кривой предельной растворимости углерода при комнатной температуре.

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) [6]. В образовании карбида Cr_{23}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 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 коррозионную 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 разъединение приводит к потере прочности стали.

Следует отметить, что «анодность» границ зерен вызывается не только обеднением их хромом, ушедшим на образование вторичных карбидов. Она обусловлена 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) [1, 4, 7].

Следовательно, процесс интеркристаллитной коррозии аустенитных хромоникелевых сталей может развиваться в агрессивных средах в результате предшествующего нагрева закаленных материалов в опасной области температур $500\text{--}750^{\circ}\text{C}$. 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 вызывают необходимость в особом внимании к теоретическим и прикладным вопросам временного фактора в условиях непрерывного нарастания нейтронного облучения (и γ -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, изменения в твердом растворе предельной растворимости вредных примесей, и порой – весьма большие (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 [4].

Необходимо отметить еще следующее. При низком содержании углерода в аустенитной хромоникелевой стали (менее 0,005%) выделение карбидов в опасном интервале температур практически не произойдет, так как в этом случае не будет иметь места пересыщение аустенита. Таким образом, склонность к межкристаллитной коррозии аустенитных хромоникелевых сталей можно ослабить или полностью устранить это явление уменьшением содержания углерода в них до количеств менее 0,005%. Однако, в настоящее время еще нет техно-

логии производства стали, гарантирующей такое низкое содержание углерода при серийной поставке.

Сталь типа 18–8 и другие нестабилизированные титаном или ниобием стали и сплавы могут использоваться в качестве нержавеющей, неподлежающих сварке конструкционных материалов, но только в закаленном состоянии и в температурной области эксплуатации, как правило, не выше 300–350°С.

Склонность к межкристаллитной коррозии аустенитных хромоникелевых сталей может быть подавлена и путем применения заключительного стабилизирующего отжига при температуре 800–850°С длительностью 5–10 ч. При этих условиях довольно быстро происходит перераспределение и выравнивание концентрации хрома в приграничных и внутризеренных объемах вследствие большой скорости его диффузии при повышенных температурах. Однако этот прием используют относительно редко – не всегда гарантируется полное подавление склонности к межкристаллитной коррозии, есть сложности в осуществлении термической обработки сварных конструкций и крупногабаритных изделий и др. [5].

Основными средствами борьбы с проявлением склонности к межкристаллитной коррозии аустенитных сталей и сплавов является, как известно, легирование их сильными карбидообразующими элементами-стабилизаторами: титаном, ниобием и др.

До недавнего времени расчет количества вводимых в аустенитные хромоникелевые стали и сплавы элементов-стабилизаторов: титана или ниобия производится из условий последующего образования ими химических эквивалентных соединений TiC, NbC или их карбонитридов [5]. Но затем стало известно, что эти соединения являются фазами внедрения, кристаллизующимися с дефицитом металлоидных атомов, то есть атомов углерода (и азота). Поэтому для более полного связывания углерода (и азота), титана или ниобия следует вводить в стали и сплавы больше, чем это вытекает из стехиометрических расчетов.

Позднее было установлено, что и увеличение содержания никеля в сталях и сплавах одновременно требует увеличения содержания титана или ниобия. Так, например, в высоконикелевых сплавах типа 03X20H45M4BЧ отношение Nb/C должно быть не 8–10-кратное, как это ранее предполагалось, а 30–40-кратное [1, 7]. Только в этом случае металл в состоянии поставки после «провокационного» нагрева (то есть нагрева стимулирующего выпадение хромистых карбидов) при температуре 650°С длительностью один час не должен проявить склонность к межкристаллитной коррозии при кипячении в стандартных агрессивных средах требуемой длительностью (метод АМ ГОСТ 6032-84).

Эти вопросы не являлись предметом рассмотрения в данной работе, и они лишь частично проанализированы в том объеме, который необходим для обсуждения других особенностей коррозионных повреждений аустенитных сталей и сплавов.

Заканчивая рассмотрение обычных сведений по сопротивляемости межкристаллитной коррозии аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов, следует отметить, что в основе ее лежит уникальное различие в коррозионной стойкости тела зерна и его границ и приграничных областей. Исходный относительно изоморфный металл после наложения определенных температурно-временных условий становится наиболее анизотропным. При сильной склонности к межкристаллитной коррозии (метод АМ ГОСТ 6032-84) он не только теряет металлический звук, совершенно разрушается по границам зерен при загибе на оправке, но даже человек в состоянии «сломать» образец без больших усилий. Это есть уникальный пример локализации деформации и последующего разрушения.

6. Структурно-чувствительная общая коррозия. При рассмотрении вопросов стойкости нержавеющей сталей к общей коррозии большинство исследователей связывают скорость коррозии с химическим составом металла и коррозионной средой, не учитывая при этом, как правило, структур-

ного состояния. Однако совместно с Н. Е. Васильковым и В. И. Белецким было установлено [14, 15], что мартенситно-старееющим сталям типа X13H4M и Cr-Mn-N аустенитным сталям свойственно резкое снижение стойкости к общей коррозии в результате старения в определенных температурно-временных условиях. При оценке установленного эффекта по скорости коррозии, повреждения обнаруживаются после предварительного старения в интервале температур 550–800° С, и с увеличением длительности старения максимум проявления общей коррозии смещается в область более низких температур.

Совпадение температурно-временных областей проявления развитой общей коррозии и склонности к межкристаллитной коррозии указывает на то, что эти процессы имеют общую природу. Учитывая определяющую роль структурных превращений в наблюдаемом изменении стойкости к общей коррозии, представилось целесообразным введение понятия «структурно-чувствительная общая коррозия» [15]. Наиболее резко структурно-чувствительная общая коррозия в аустенитных Cr-Mn-N сталях проявляется в тот период, когда еще не происходит обособление вторичных карбидных и нитридных фаз, то есть она возникает уже при формировании избыточных фаз в инкубационном периоде распада. Возникновение значительных структурных напряжений в результате концентрационного и размерного несоответствия на границе раздела «формирующаяся вторичная фаза – матрица» и обуславливает проявление структурно-чувствительной общей коррозии. Иммунитет к рассматриваемому виду коррозии достигается при отпуске (старении) такой длительности, когда происходит исчерпание мест зарождения вторичной фазы и ее обособление, и коагуляция.

При сравнении диаграмм на рис. 1 и 7 структурно-кинетическая концепция о роли ранних стадий распада в коррозионной повреждаемости близко отражает роль различных стадий процесса. При этом следует отметить, что для улавливания начала распада

твердых растворов (появление сегрегатов) применяются весьма тонкие физические методы, например, электросопротивление (даже фиксируется изменение в содержании единичных вакансий). В то же время для обнаружения проявления межкристаллитной коррозии (обособление и коагуляция хромистых карбидов) используются довольно грубые методы (загиб образцов, потеря металлического звука и др.). Такое противоречие уменьшает роль ранних стадий распада твердых растворов и как бы вуалирует их значение на прочностные свойства и коррозионную повреждаемость.

Локализация деформации и коррозионной повреждаемости определяюще влияет на требуемую (расчетную) долговечность конструкций. В таком случае изотропность разнообразных свойств определяет требуемую работоспособность изделий. Конечно, сами кристаллы уже анизотропны: различие свойств в зависимости от направления испытания. Но произвольность ориентировки каждого кристалла в металле приводит к тому, что в любом направлении располагается примерно одинаковое количество различно ориентированных кристаллов. В результате получается, что свойства такого поликристаллического тела одинаковы во всех направлениях [12]. Такая ложная изотропия имеет предел, и в технике им обычно является величина зерна. Правда, следует учитывать наличие блоков и мозаики в зерне, границах зерен и вообще разнообразных дефектов в зерне. На практике обычно оценивают соотношение размера зерна и свойств его границ, то есть микроскопической величиной является размер зерна, но весьма часто для оценки свойств используют и большие объемы тела: собирательная рекристаллизация, разнотернистость, нематаллические включения, скопления карбидов и др.

Макростроение является основной величиной инженерных подходов при оценке качества металла (наличие остаточного – переохлажденного аустенита, закалка и выпадение феррита или образование большого количества нижнего бейнита и др.).

В связи с изложенным, равномерность распада твердых растворов приводит к созданию в матрице относительно правильного чередования частиц карбидов и интерметаллидов, то есть к образованию как бы микрорешетки из этих вторичных фаз. При таком распаде твердый раствор в процессе температурно-временных циклов под нагрузкой все время остается относительно изотропным и обеспечивает возможность равномерности протекания деформации. Одновременно с этим относительное обеднение твердого раствора легирующими элементами в составе выделяющихся фаз (разупрочнение его) облегчает функцию границ зерен, так как дает возможность течения внутри них [16].

Равномерность распределения первичных фаз и высокая однородность и плотность зарождения вторичных карбидных, интерметаллидных и других фаз – необходимые условия ослабления повреждаемости конструкционных материалов.

Библиографический список

1. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионностойких сталей и сплавов. – Челябинск: Металлургия, 1988. – 656 с.
2. Parshin A. M. Structure, Strenght and Radiation Damage of Corrosion- Resistant Steels and Alloys. American Nuclear Society. La Grande Park. Illinois USA, 1996. 361 p.
3. Радиационная повреждаемость и свойства сплавов / А. М. Паршин, А. Н. Тихонов, Г. Г. Бондаренко, Н. Б. Кириллов / Под ред. А. М. Паршина и А. Н. Тихонова. – СПб. Политехника, 1995. – 302 с.
4. Хрестоматия и специальные вопросы металлургии / А. М. Паршин, А. Н. Тихонов, Г. Г. Бондаренко, Н. В. Камышанченко, Н. Б. Кириллов, И. Е. Колосов, М. И. Криворук, Г. Н. Теллухин, Ю. В. Шленов / Под ред. А. М. Паршина. А. Н. Тихонова. – СПб.: Изд-во СПбГТУ, 1998. – 306 с.
5. Паршин А. М. Структура, прочность и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов. применяемых в судостроении. – Л.: Судостроение, 1972. – 228 с.
6. Келли А., Никлсон Р. Дисперсионное твердение / Пер. с англ. под ред. Л. К. Гордиенко и Е. Н. Власовой. – М.: Металлургия, 1966. – 300 с.
7. Паршин А. М., Тихонов А. Н. Коррозия металлов в ядерном энергомашиностроении. – СПб.: Политехника, 1994. – 94 с.
8. Бабаков А. А., Приданцев М. В. Коррозионностойкие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1971. – 320 с.
9. Богоявленский В. Л. Коррозия сталей на АЭС с водным тепло-носителем. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 168 с.
10. Герасимов В. В. Коррозия реакторных материалов. – М.: Атомиздат, 1980. – 254 с.
11. Химушин Ф. Ф. Нержавеющие стали. Изд. 2-е. – М.: Металлургия, 1967. – 798 с.
12. Гуляев А. П. Металловедение. Изд. 6-е. – М.: Металлургия, 1986. – 542 с.
13. Гуляев А. П., Токарева Т. Б. Влияние углерода и никеля на межкристаллитную коррозию аустенитных хромоникелевых нержавеющей сталей // МиТОМ, 1971. № 2. – С. 22–25.
14. Паршин А. М., Васильков Н. Е. Структура, прочность и коррозионная стойкость хромоникелевых мартенситно-старееющих сталей и рациональные области их применения. ЛДНТП. – Л., 1982. – 24 с.
15. Влияние структуры Cr–Mn–N сталей различных композиций на стойкость к общей и локальной коррозии / А. М. Паршин, В. Г. Белецкий, Р. П. Крылова, И. В. Семакин // Защита от коррозии и экология. – Л.: Изд-во ЛКИ, 1988. – С. 74–79.
16. Паршин А. М., Кириллов Н. Б. Повышение работоспособности инструментальных сталей для штампов холодного деформирования. ЛДНТП. – Л., 1990. – 22 с.

УДК 539.211

ВЛИЯНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ МОЩНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ПУЧКОВ ЭЛЕКТРОНОВ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ X18H10T

И. М. Неклюдов, В. Б. Юферов, Н. Д. Рыбальченко, Л. Г. Сороковой, В. Г. Артюх,
О. С. Друй, Е. И. Скибенко, Ю. В. Холод, В. Ф. Малец
ИНЦ Харьковский физико-технический институт
Н. В. Камышанченко, В. А. Беленко
Белгородский государственный университет

Представлены результаты экспериментальных исследований влияния мощных импульсных электронных пучков на структуру поверхности и твердость нержавеющей стали X18H10T.