

ла первой стенки, то и в этом случае остается проблемой предотвращение в нем более сильного охрупчивания и, вообще, более резкого неблагоприятного изменения объемных свойств.

Освоение ядерных и термоядерных источников энергии ставит перед физикой твердого тела и радиационным материаловедением ряд чрезвычайно сложных задач фундаментального и прикладного характера, связанных с низкой стойкостью материалов под облучением.

Следует еще указать на следующее. Было время, и не так уж давно, когда новые стали и сплавы разрабатывались вообще, затем стало правилом, что новый материал разрабатывается применительно к определенным условиям его работы, сейчас в ряде случаев стало необходимым и конструкции ответственного узла разрабатывать применительно к специально разработанным сплавам, т.е. физику и конструктору необходимо учитывать возможности металлосведов и технологов. Это стимулирует создание науки - архитектура изделия. Последнее вызывает единение физика, конструктора, прочниста и металлосведа. Только при таком единении возможно в ряде случаев решение проблемных фундаментальных и прикладных вопросов.

В таком случае является актуальной работа VI Межгосударственного Постоянного семинара "Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов", в задачи которого входит единение специалистов различного направления. Это дает возможность целенаправленного координирования ряда вопросов, возложенных на ассоциацию по проблеме "Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение".

## ОДНОРОДНОСТЬ РАСПАДА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ

Н.В.Камышанченко,  
И.М.Неклюдов,  
А.М.Паршин  
(БГПУ, ХФТИ, СПбГТУ)

Сперва рассмотрим общие вопросы работоспособности конструкционных материалов. Изучение причин преждевременного разрушения изделий указывает на весьма важное влияние равномерности распада твердых растворов на работоспособность конструкционных материалов в условиях эксплуатации. Равномерность распада приводит к созданию в матрице относительно правильного чередования частиц карбидов и интерметаллидов, т.е. к образованию типа микрорешеток из этих фаз (рис. 1). При таком распаде твердый раствор в процессе температурно-временных или температурно-скоростных циклов под нагрузкой все время остается относительно изотропным и обеспечивает возможность равномерности протекания пластической деформации [1-3].



a)



б)



в)

Рис. 1. Избирательное (б) и равномерное (в) выпадение вторичных фаз при определенных температурно-временных условиях:

- а) исходное состояние (аустенит, два зерна, 1050°C, 1 ч., вода), x11000;
- б) карбиды  $Cr_{23}C_6$  на границе зерен стали 1X18H9T (750°C, 100 ч.), x800;
- в)  $\gamma'$ -фаза на границе и внутри зерен сплава ХН77ТЮР (750°C, 10000 ч.), x2000.

Равномерность распределения первичных фаз и высокая однородность и плотность зарождения вторичных фаз являются необходимым, но не единственным условием, обеспечивающим ослабление повреждаемости материала. Другим важным структурным фактором, определяющим сопротивляемость зарождению и развитию трещин, является объемная дилатация на границе раздела “формирующаяся фаза - матрица”, предопределяющая появление упругоискаженных (растянутых и сжатых) областей в матрице, глубину их распространения и уровень напряжений.

В связи с отмеченным, прочность и пластичность сплавов должны определяться не только степенью равномерности и упорядочения выделяющихся вторичных фаз, их формой и концентрацией, расстоянием между частицами, способностью их к коагуляции, но и величиной объемной дилатации, обусловленной концентрационным и размерным несоответствиями между матрицей и формируемым состоянием фазы в инкубационном периоде распада: от начала зарождения (появление сегрегатов) до потери когерентности (появление обособленной фазы) [1-3].

Таким образом, легированность твердого раствора является доминирующим фактором в работоспособности материала, ибо твердо-растворное упрочнение и дисперсионное твердение действуют в большей мере тогда, когда именно легирующие элементы находятся в твердом растворе.

Сопротивляемость зарождению и развитию трещин находится и в функциональной зависимости от удельного количества фазы, приходящихся на единицу длины границы зерна (или фрагмента).

В таком случае преждевременное (нерасчетное) хрупкое разрушение свидетельствует о недопустимом при определенных температурно-временных или температурно-деформационных циклах снижении пластичности, когда металл в конструкции уже не может более снимать пики перенапряжения и они становятся соизмеримыми с прочностью. Это будет способствовать продвижению или катастрофическому росту имеющейся (допустимой) трещины или зарождению и недопустимому развитию ее во времени. Таким образом, исчерпание пластичности является определяющим фактором в работоспособности изделий и их надежной эксплуатации.

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

В связи с изложенным, однородность распада твердых растворов

сплавов и объемная дилатация на границе раздела “формирующаяся фаза” - матрица, предопределяющие появление упругоискаженных областей, являются доминирующими факторами в локализации деформации в сопротивляемости зарождению и развитию трещин.

Следует указать также о значении легированности твердого раствора, его пересыщенности и зарождении и росте вторичной фазы с учетом многостадийности распада твердого раствора и его устойчивости при температурно-временных условиях.

Теперь коснемся некоторых особенностей работоспособности жаропрочных и теплоустойчивых коррозионностойких материалов.

О пригодности конструкционных материалов к конкретным условиям службы различных энергетических установок обычно судят по комплексу характеристик, полученных при исследовании ползучести, длительной прочности и пластичности и релаксации напряжений в интервале возможных рабочих температур, коррозионной стойкости и жаростойкости в рабочих средах, усталости в условиях циклических нагрузок, теплосмен и контакта с рабочими средами.

Однако уже опыт эксплуатации теплоэнергетического оборудования тепловых станций показал, что принятый комплекс исследований недостаточно полно оценивает сопротивляемость изделий разрушению в процессе их службы. Известно много случаев разрушений изделий, несмотря на то, что принятые материалы удовлетворяли всем требованиям. Безусловно, нужно учитывать, что уже в процессе конструирования, изготовления и эксплуатации происходит “деградация” гарантированных свойств металла в конструкции. Причины - нерациональное оформление узлов, неизученность отдельных вопросов конструктивной прочности, появление механических и сварочных повреждений, неоптимальная технология изготовления конструкций (перерезание волокна, чрезмерные натяги, значительный наклеп при отсутствии окончательной термической обработки и др.), перегревы металла, невыполнение требований по поддержанию водного режима, попадание хлорсодержащих сред на наружные нерабочие поверхности изделий и т.д.

Таким образом, в реальных условиях эксплуатации сопротивляемость разрушению узлов и конструкций в результате наложения указанных факторов может резко понижаться, несмотря на “оптимальные” запасы прочности, принятые при конструировании [1].

Конструкционные материалы ядерных энергетических установок в сравнении с материалами традиционных энергетических установок работают в более сложных условиях, так как нейтронное облучение ускоряет процессы ползучести, усиливает временную зависимость прочности, резко снижает деформационную способность при умеренных (20-450° С), высоких (500-800° С) и особенно сверхвысоких (выше 800° С) температурах, снижает сопротивляемость коррозии, а также при накоплении определенной дозы нейтронов вызывает порообразование и радиационное распухание. В результате ядерных реакций в материалах образуются

газообразные примеси (гелий, водород), способствующие появлению гелиевого охрупчивания, водородной хрупкости и газового распухания. Существенное влияние на сопротивляемость конструкционных материалов разрушению могут оказывать негазовые продукты ядерных реакций, особенно если их содержание в твердом растворе выше предела растворимости [1, 5, 7].

К числу обязательных требований в сталях и сплавах для оборудования первого контура атомных энергетических установок относились и их высокая сопротивляемость общей (равномерной) коррозии, язвобразованию и межкристаллитной коррозии [6]. Позже, в связи с обнаружением процессов коррозионного растрескивания в аустенитных хромоникелевых сталях борьба с этим явлением стала основой, определяющей работоспособность многих узлов ядерных энергетических установок.

Кроме неблагоприятного воздействия нейтронного облучения и  $\gamma$ -излучения на механические свойства и сопротивляемость коррозии конструкционных материалов, специфика работы основных узлов ядерных энергетических установок характеризуется их труднодоступностью для обслуживания при практической неремонтопригодности. Последствия резгерметизации систем первого контура весьма опасны из-за загрязнения окружающей среды радиоактивными продуктами, сложности, а в ряде случаев и практической невозможности последующего ремонта и обслуживания оборудования. Ядерная энергетика - беспрецедентный шаг в научно-технической революции - одновременно требует и в такой же мере повышения и соблюдения технологической дисциплины, филигранного инженерного конструирования, неукоснительного исполнения эксплуатационной документации при высокой культуре и ином уровне технического мышления. Специфичность условий работы конструкционных материалов в составе основных узлов и конструкций АЭУ и отмеченные особенности их конструирования, технологии изготовления и обслуживания в процессе эксплуатации обеспечили выработку иного специального подхода к созданию новых конструкционных материалов и оценке их работоспособности. Это позволяет говорить о существовании в общем материаловедении самостоятельного научно-технического направления применительно к оборудованию ядерных энергетических установок ядерного материаловедения [6].

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. 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, по-видимому, присущи всем пересыщенным твердым растворам, но развитие их с учетом темпе-

ратурно-временных факторов различно, т.е. в одних сталях они сильно выражены (например, дисперсионно-твердеющие стали и сплавы), а в других более слабо (стали типа 18-8 и др.) (см. рис. 1).

При этом наиболее важны процессы, которые происходят внутри твердого раствора, т.е. до обособления и коагуляции избыточной фазы.

Таким образом, при распаде твердых растворов именно в нем происходят основные структурные превращения, т.е. равномерность зарождения фаз, величина и знак структурных напряжений и др. [1, 2, 7].

Нужно учитывать как качественные, так и количественные явления при распаде пересыщенных твердых растворов, происходящих в инкубационном (латентном) периоде и после обособления и коагуляции фаз. Можно отмечать три периода распада при определенных температурных и временных условиях: дораспадный, инкубационный и обособление и коагуляция вторичных избыточных фаз. К сожалению, очень часто учитываются только те процессы, которые происходят на стадиях обособления и коагуляции фаз (количественная сторона процесса). При этом почти не учитывается не менее важное, а иногда и определяющее явление, происходящее до обособления фаз - инкубационный (латентный) период распада (качественная сторона процесса). Именно в эти моменты образуются напряжения несоответствия. Последнее вызывает большие искажения, определенную неоднородность и дополнительные стопоры движущимся дислокациям. Это в основном определяет и твердение сталей и сплавов.

Таким образом, распад твердого раствора весьма сложен и при этом следует учитывать не только качественные стороны процесса (например, построение температурно-временной диаграммы), но и количественные явления, определяющие интенсивность распада, величину и знак напряжений, место зарождения вторичных фаз, их количество и т.д.

Следовательно, структурные превращения, протекающие на различных стадиях распада твердых растворов, усиливаемые или индуцируемые радиацией, оказывают определяющее влияние на эффекты нейтронного (и ионного) облучения. Изменение служебных свойств конструкционных материалов в процессе облучения определяется характером взаимодействия дислокационной структуры, плотностью и равномерностью распределения дислокаций, изменяющихся в процессе облучения, с простыми и сложными комплексами радиационных дефектов и структурных образований, также изменяющихся во времени (от зарождения сегрегатов вторичных фаз до их обособления и коагуляции).

При этом еще раз следует отметить важность равномерности распада твердых растворов и величины объемной дилатации на границе раздела "формирующаяся фаза - матрица", предопределяющих появление упругоискаженных областей в матрице, глубину их распространения и уровень напряжений [1].

После такого широкого целенаправленного предварительного анализа рассмотрим важность структурных превращений (на различных

этапах распада твердых растворов) и сопутствующих им явлений на примерах подавления (или ослабления) радиационного набухания и низкотемпературного охрупчивания.

а) Радиационное набухание и вакансионное порообразование.

Вследствие более сильного взаимодействия межузельных атомов с дислокациями и другими структурными несовершенствами и большей их подвижности в кристаллической решетке (наличие преференса) они быстрее уходят на стоки, чем вакансии. Присоединяясь к структурному дефекту (кроме пор и дислокационных вакансионных петель) межузельные атомы достраивают существующие атомные плоскости кристалла, вызывая набухание. Нескомпенсированные вакансии в определенной температурной области образуют зародыши, развивающиеся со временем в поры [5].

Замедление ухода дефектов на стоки лежит в основе механизма захвата точечных радиационных дефектов когерентными поверхностями раздела. Образование вокруг дислокаций примесных атмосфер и снижение энергии дефектов упаковки при легировании сопровождается релаксацией упругих напряжений вокруг них и уменьшением эффекта предпочтения взаимодействия с межузельными атомами, что может способствовать усилению рекомбинации разноименных точечных дефектов. Эти механизмы, разработанные преимущественно для аустенитных хромоникелевых сталей типов 18-8 и 15-15, учитывают, как правило только состояние исходного твердого раствора без учета развития в нем структурных изменений во времени при различной температуре. Как известно, такие подходы не обеспечили существенного повышения сопротивляемости материалов радиационному набуханию. Их можно отнести к так называемому твердорастворному упрочнению, т.е. когда решетка расширяется (вольфрам, молибден и др.) или сжимается (кремний и др.) в зависимости от принципов легирования твердого раствора [1, 8].

В действительности все твердые растворы имеют переменную растворимость в зависимости от температурно-временных факторов, которые могут усиливаться или индуцироваться нейтронным или ионным воздействием. Это значит, что определяющее влияние на повышение способности твердых тел к рекомбинации разноименных точечных радиационных дефектов оказывает не концентрационное и размерное несоответствие, создающееся в объемах исходных твердых тел при определенном их легировании (твердорастворное упрочнение), а несоответствие при распаде пересыщенных (метастабильных) твердых растворов, а также интенсивность их распада [1, 5, 8].

Для подавления радиационного набухания необходимо в сталях и сплавах с помощью легирования обеспечить развитый непрерывный однородный распад твердого раствора с сильно выраженным инкубационным периодом с определенной величиной объемной дилатации на границе раздела "формирующаяся фаза - матрица", а также распадов типа упорядочения, К-состояния, расслоения твердых растворов и др. [8].

Возникающие при таком распаде развитые сильные поля структурных напряжений оказываются способными перераспределять потоки разноименных точечных дефектов, ослаблять или подавлять миграцию межузельных атомов на опасные структурные стоки (экранировать их) и обеспечить возможность их рекомбинации с вакансиями. При “сильном” распаде (развитое дисперсионное твердение) расстояние между вторичными фазами меньше, чем между дислокациями, и в связи с этим происходит преимущественно экранирование краевых дислокаций. В данном случае обеспечивается более полная рекомбинация радиационных дефектов и радиационное распухание при этом незначительно.

Если допустить меньшую рекомбинацию, будет происходить некоторое распухание, обеспечивающее лучшую технологичность.

Дисперсионное твердение (как уже отмечалось), обеспечивая большую структурную рекомбинацию, дает одновременно и большее упрочнение. Это значит, что дисперсионное упрочнение есть мера и радиационного распухания.

Эти наши взгляды и концепции легли в основу принципов легирования и создания конструкционных материалов с малой склонностью к радиационному распуханию при удовлетворительной технологичности [1, 2, 5, 7, 8]. На рис. 2 приведены аустенитные хромоникелевые стали с высокой склонностью к радиационному распуханию (стали с твердо-растворным упрочнением), а также представлены и наши разработки, довольно устойчивые к распуханию сплавы (лежат ниже допустимой величины).

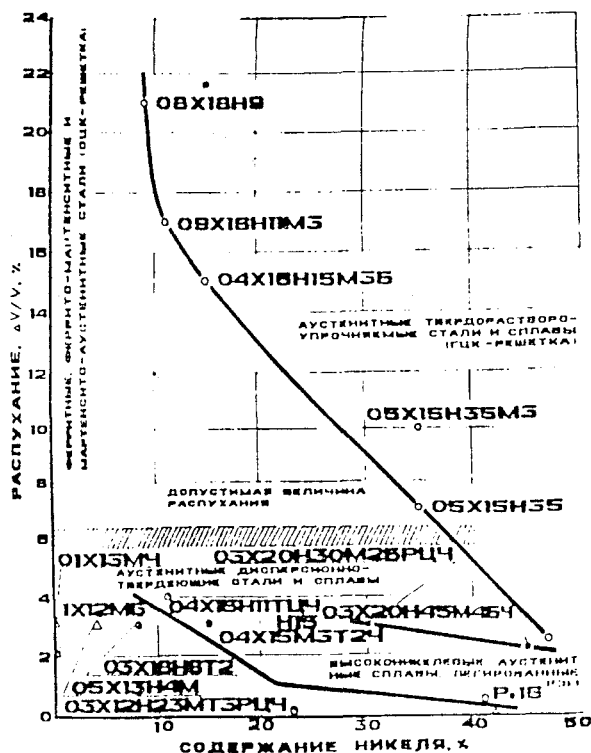


Рис. 2. Структура и радиационное распухание сталей и сплавов с ГЦК-решетками.



б) Низкотемпературное радиационное охрупчивание аустенитных сталей и сплавов.

Вопросу влияния нейтронного облучения на деформационную способность, как уже отмечалось [1], аустенитных сталей и сплавов (и других конструкционных материалов) в области температур 20-450°C несомненно посвящено гораздо меньше исследований в сравнении с температурным интервалом 550-800°C. Однако именно в интервале умеренных температур (20-450°C), т.е. в температурном интервале, в котором не реализуется длительная прочность в аустенитных хромоникелевых сталях и сплавах, с увеличением флюенса нейтронов происходит весьма резкое снижение относительного удлинения.

Наибольшее падение относительного удлинения в облученном материале наблюдается в интервале температур 200-400°C (рис. 3). Было также показано [1], что наиболее резкое охрупчивание аустенитных сталей в указанном интервале температур проявляется именно после облучения примерно в этом температурном интервале (250-350°C).

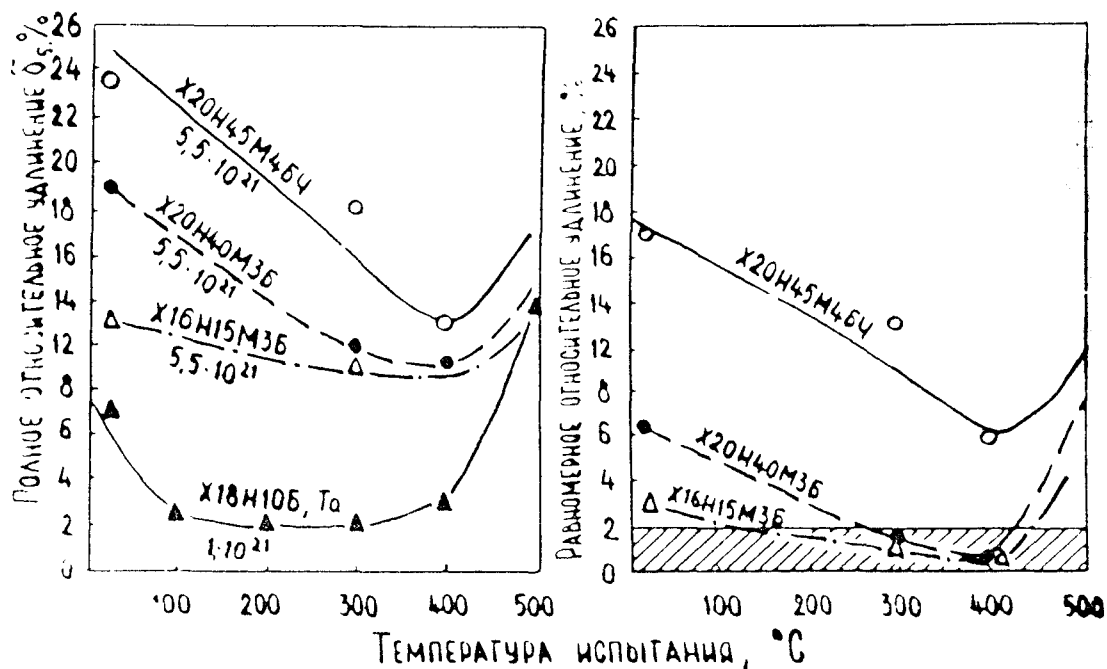


Рис.3. Сравнительная оценка деформационной способности аустенитных сталей и сплавов после нейтронного облучения ( $t^{\circ}=300-350^{\circ}\text{C}$ ).

Аустенитные стали и сплавы типа 18-8, 15-15, 15-15-3 и др. композиции в близких условиях эксперимента более резко охрупчиваются нежели высоконикелевый сплав X20H45M4B, и их полные относительные удлинения снижаются до 2-5%.

Анализ экспериментальных данных показывает, что в рассматриваемом интервале умеренных температур нейтронное облучение оказывает преимущественное влияние на вырождение равномерного относи-

тельного удлинения в аустенитных сталях и сплавах. При этом значения равномерного удлинения в сплавах типа X20H45M4B могут снижаться до 5-7 %, а в других аустенитных сталях и сплавах даже до 0,5-1 % (рис. 4).

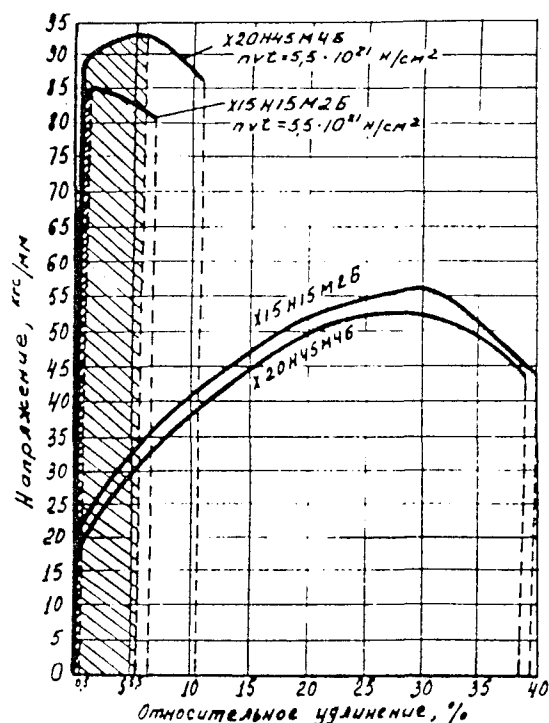


Рис. 4. Вид диаграмм растяжения при 400°С стали X15H15M2B и сплава X20H45M4B до и после нейтронного облучения (цифры на кривых, нейтр./см²) при ~ 350°С.

Вырождение равномерного удлинения с дозой облучения, т.е. переход от равномерного удлинения всего образца к удлинению его в образовавшейся шейке, с точки зрения механики материалов объясняется недостаточной способностью металла к упрочнению. Из-за недостатка упрочнения деформация теряет устойчивость и локализуется в одном месте. Такая локализация деформации сопровождается интенсивным нарушением сплошности в этой области. При этом поры и микротрещины наблюдаются в шейке задолго до полного разрушения образца. В связи с отмеченным, способность металла к упрочнению по мере его пластического деформирования имеет огромное значение в технике. Вырождение способности металлов к деформационному упрочнению в облученных металлах требует осторожного подхода при рекомендации их к конкретным условиям эксплуатации. Оценку работоспособности их при этом следует производить не по величине полного относительного удлинения, а по запасу равномерного удлинения (см. рис. 3).

Дальнейшее рассмотрение экспериментальных данных показывает, что с увеличением дозы облучения, кроме вырождения способности сплавов к деформационному упрочнению, имеет место и вырождение сосредоточенной деформации (рис. 4). Это свидетельствует об интенсификации повреждаемости в шейке в облученных материалах.

Завершение пластической деформации вязким (внутризеренным) разрушением при растяжении свидетельствует о том, что в интервале температур 20-400°C нейтронное облучение не меняет характера разрушения аустенитных сталей и сплавов.

Рассмотрим и другие особенности поведения облученных аустенитных сплавов в области умеренных температур. Минимальные значения относительного (полного и равномерного) удлинения обнаруживаются в интервале температур 200-400°C. Следует отметить, что иногда аустенитные хромоникелевые необлученные стали проявляют и некоторое снижение пластических свойств при кратковременном растяжении в интервале температур 200-400°C, т.е. в температурном интервале “синеломкости”, наиболее часто встречающемся у перлитных сталей.

Удовлетворительного объяснения явление “синеломкости” не имеет. Некоторые исследователи снижение пластичности связывают с выпадением карбидных и особенно нитридных фаз в процессе деформации.

В сравнении с другими хромоникелевыми аустенитными материалами высоконикелевый сплав X20H45M4Б до облучения имеет весьма высокую пластичность в широком интервале температур. Сплав практически не обнаружил снижения пластичности в интервале температур 200-400°C при кратковременном растяжении. Не исключено, что это обусловлено высоким регламентированным отношением содержания ниобия в сплаве к содержанию углерода (и азота) с целью предотвращения склонности его к межкристаллитной коррозии.<sup>x</sup> В связи с отмеченным, исследованный сплав имеет небольшое содержание несвязанного азота и углерода, т.е. азота и углерода в твердом растворе.

В таком случае отсутствие проявления “синеломкости” в сплаве типа X20H45M4Б в исходном состоянии и обнаружение усиленного снижения пластических свойств в интервале 300-400°C может быть доказательством того, что нейтронное облучение ускоряет выпадение карбидных и нитридных фаз. При этом намечаются пути повышения радиационной стойкости аустенитных материалов: дальнейшее подавление избирательных процессов корбидо- и нитридообразования и развитие возможности протекания равномерного, однородного выпадения интерметаллидных фаз, чтобы обеспечить более высокую способность к деформационному упрочнению.

---

<sup>x</sup>) Отношение содержания ниобия к содержанию углерода  $\frac{Nb}{C}$  в сплаве находится в пределах 30-50).

В заключение следует отметить, что оценку работоспособности материалов в области умеренных температур нужно производить не по предельным значениям полного относительного удлинения, а по изменению и предельным значениям равномерного относительного удлинения. Вырождение равномерного удлинения с дозой облучения, т.е. переход от равномерного удлинения всего образца к удлинению его в образовавшейся шейке, объясняется потерей способности металла к упрочнению. Из-за недостатка упрочнения деформация теряет устойчивость и локализуется в одном месте. Итог- преждевременное развитие повреждений, появление газовой неплотности в тонкостенных конструкциях. Для сохранения работоспособности конструкционных материалов в поле нейтронного облучения необходим в нем определенный запас равномерного удлинения. Это величина, по-видимому, должна составлять 1-2 % (см. заштрихованную область в рис. 3) [1].

Таким образом, показана определяющая роль структурных превращений на различных этапах распада пересыщенных твердых растворов. Структурные превращения (точнее, их равномерность), развитость и величина объемной дилатации определяют степень развития структурной и принудительной рекомбинации разноименных радиационных дефектов и тем самым подавление или ослабление радиационного распухания в процессе облучения.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионностойких сталей и сплавов. Челябинск: Метталлургия, 1988, 656 с.
2. Паршин А.М., Неклюдов И.М., Гуляев Б.Б., Камышанченко Н.В., Прякин Е.И. Структура и свойства сплавов / Под ред. А.М.Паршина и И.М.Неклюдова. М.: Металлургия, 1993, 318 с.
3. Паршин А.М., Киррилов Н.Б. Повышение работоспособности инструментальных сталей для штампов холодного деформирования. Л.: ЛДНТП, 1990, 22 с.
4. Гиндин И.А., Неклюдов И.М. Физика програмного упрочнения. Киев: Наукова думка, 1979, 184 с.
5. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Черняева Т.П. Радиационные дефекты и распухание металлов. Киев: Наукова думка, 1988, 294 с.
6. Паршин А.М., Тихонов А.Н. Коррозия металлов в ядерном энергомашиностроении. Спб.: Политехника, 1994, 94 с.
7. Паршин А.М., Криворук М.И., Теплухин Г.Н. Структурно-принудительная рекомбинация и распухание металлов // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Материаловедение и новые материалы. М.: ЦНИИ атом-информ, 1992, вып. I(45), С. 10-15.
8. Паршин А.М. Структура и радиационное распухание сталей и сплавов. М.: Энергокомиздат, 1983, 56 с.